

UNIVERSITÀ DEGLI STUDI DI NAPOLI FEDERICO II
FONDO SOCIALE EUROPEO - F.S.E.



Programma Operativo Nazionale 2000/2006
“Ricerca Scientifica, Sviluppo Tecnologico, Alta Formazione”
Misura III.4 – “Formazione Superiore e Universitaria”

DOTTORATO DI RICERCA IN INGEGNERIA CHIMICA,
DEI MATERIALI E DELLA PRODUZIONE
indirizzo in

Tecnologie e Sistemi Intelligenti per l'Automazione della Produzione

XVII ciclo

TESI DI DOTTORATO

**CARATTERIZZAZIONE MECCANICA DELLE SALDATURE PER
ATTRITO CON UTENSILE ROTANTE (FSW)**

TUTOR

CH.MO PROF. ING.
GIUSEPPE GIORLEO

DOTTORANDO

Ing. Ponzi Paolo

COORDINATORE

CH.MO PROF. ING.
NINO GRIZZUTI

ANNO ACCADEMICO 2004-2005

Prefazione	<i>Pag. 1</i>
1. Applicazioni industriali dell'alluminio	<i>Pag. 4</i>
1.1. L'alluminio nell'aeronautica	<i>Pag. 4</i>
1.2. L'alluminio nell'automobile	<i>Pag. 6</i>
1.2.1. La scelta delle leghe di alluminio per uso automobilistico	<i>Pag. 8</i>
1.2.1.1. Esempi di automobili ad uso intensivo di alluminio	<i>Pag. 10</i>
1.2.2. Progettazione in alluminio	<i>Pag. 12</i>
1.2.2.1. L'Audi Spaceframe	<i>Pag. 14</i>
1.2.3. Vantaggi della costruzione leggera con leghe d'alluminio	<i>Pag. 19</i>
1.2.3.1. Sicurezza	<i>Pag. 20</i>
2. Produzione dell'alluminio primario e secondario	<i>Pag. 23</i>
2.1. Introduzione	<i>Pag. 24</i>
2.2. Caratteristiche dell'alluminio	<i>Pag. 26</i>
2.3. Metallurgia dell'alluminio primario	<i>Pag. 26</i>
2.3.1. Produzione dell'allumina per via chimica	<i>Pag. 27</i>
2.3.2. Elettrolisi dell'allumina	<i>Pag. 30</i>
2.4. Importanza del riciclaggio dell'Alluminio	<i>Pag. 34</i>
2.4.1. Scarti e riciclo	<i>Pag. 35</i>
2.5. Alluminio nelle auto	<i>Pag. 36</i>
2.5.1. Riciclaggio: punto di vista Citroën	<i>Pag. 36</i>
2.6. Riciclaggio: nuovo modo di progettare	<i>Pag. 38</i>
2.7. Benefici apportati dall'alluminio	<i>Pag. 40</i>
2.7.1. Proteggere l'ambiente risparmiando energia	<i>Pag. 40</i>

2.7.2. Miglioramento delle tecniche di produzione	Pag. 44
2.7.3. Energy Content Reduction e Tasso di Riciclaggio	Pag. 45
2.8. Alluminio Secondario	Pag. 46
2.9. L'industria dell'alluminio secondario	Pag. 50
2.9.1. I prodotti	Pag. 51
2.9.2. La struttura dei raffinatori dell'alluminio secondario	Pag. 52
2.9.3. Tassi di riciclaggio	Pag. 53
3. Leghe di alluminio: Caratteristiche, proprietà e trattamenti	Pag. 54
3.1. <i>Introduzione</i>	Pag. 55
3.2. <i>Proprietà fisiche, meccaniche e tecnologiche</i>	Pag. 57
3.2.1. <i>Leghe di alluminio</i>	Pag. 63
3.2.2. <i>Classificazione delle leghe di alluminio: generalità</i>	Pag. 66
3.2.3. <i>Designazioni convenzionali</i>	Pag. 68
3.2.3.1. <i>Designazione delle leghe leggere da fonderie</i>	Pag. 69
3.2.3.2. <i>Designazione delle leghe da lavorazione plastica</i>	Pag. 72
3.3. <i>Leganti dell'alluminio di maggiore interesse</i>	Pag. 76
3.3.1. <i>Rame</i>	Pag. 77
3.3.2. <i>Silicio</i>	Pag. 79
3.3.3. <i>Magnesio</i>	Pag. 81
3.3.4. <i>Zinco</i>	Pag. 84

3.3.5. Caratteristiche della leghe Serie 6xxx	Pag. 85
3.3.5.1. Le leghe 6xxx commerciali	Pag. 91
3.4. Modifiche strutturali delle leghe di alluminio	Pag. 93
3.4.1. Meccanismi di Indurimento	Pag. 95
3.4.1.1. Indurimento per riduzione della dimensione dei grani	Pag. 97
3.4.1.2. Indurimento per lavorazione meccanica	Pag. 99
3.4.1.3. Indurimento per dispersione	Pag. 102
3.4.1.4. Indurimento per precipitazione di fasi secondarie	Pag. 102
3.4.1.5. Indurimento per soluzione solida	Pag. 104
3.4.1.6. Indurimento mediante trattamento termico di bonifica: Precipitation Hardening	Pag. 105
3.4.1.6.1 Solubilizzazione	Pag. 107
3.4.1.6.2 Invecchiamento	Pag. 109
3.4.2. Leghe suscettibili di bonifica	Pag. 114
3.4.3. Ricottura	Pag. 116
3.4.4. Designazione dei trattamenti termici di tempra	Pag. 117

4. Saldatura dell'alluminio: Processi e problematiche	<i>Pag. 121</i>
4.1. Generalità	<i>Pag. 122</i>
4.2. Aspetti principali della saldatura dell'alluminio	<i>Pag. 123</i>
4.2.1. Problematiche della saldatura dell'alluminio	<i>Pag. 125</i>
4.2.1.1. Problemi derivanti dall'ossido superficiale	<i>Pag. 126</i>
4.2.1.2. Difetti di saldatura	<i>Pag. 129</i>
4.2.1.3. Tensioni residue	<i>Pag. 140</i>
4.2.1.4. Distorsione della saldatura	<i>Pag. 143</i>
4.3. Alterazione termica nelle zone adiacenti il cordone di saldatura	<i>Pag. 145</i>
4.4. I Processi di saldatura analizzati.	<i>Pag. 147</i>
4.4.1. TIG: Tungsten Inert Gas	<i>Pag. 147</i>
4.4.1.2. Proprietà e vantaggi della TIG	<i>Pag. 154</i>
4.4.2. FSW: Friction Stir Welding.	<i>Pag. 156</i>
4.4.2.1. Proprietà e vantaggi della FSW	<i>Pag. 163</i>
4.4.2.2. Geometrie dell' utensile	<i>Pag. 167</i>
4.4.3. Applicazioni industriali della FSW	<i>Pag. 169</i>
4.5 Corrosione nelle leghe di alluminio.	<i>Pag. 171</i>
4.5.1 Corrosione per pitting.	<i>Pag. 171</i>
4.5.2. Pitting dell'alluminio.	<i>Pag. 175</i>
4.5.3. Processi corrosivi per la lega Al2024-T3.	<i>Pag. 177</i>
4.5.4. Processi corrosivi per la lega Al6061-T6.	<i>Pag. 178</i>
 5. Aspetti metallografici connessi con le saldature FSW e TIG	 <i>Pag. 181</i>
5.1. Effetti della saldatura: modificazioni strutturali nella ZTA	<i>Pag. 185</i>
5.2. Aspetti microstrutturali della TIG	<i>Pag. 186</i>

5.2.1. Particelle di seconda fase nelle giunzioni TIG delle leghe Al2024-T3 e Al6061-T6	<i>Pag. 188</i>
5.3. Aspetti microstrutturali della FSW	<i>Pag. 189</i>
5.3.1. Caratteristiche dei grani	<i>Pag. 192</i>
5.3.2. Analisi della struttura a bande e della struttura anulare	<i>Pag. 198</i>
5.3.3. Particelle di seconda fase nelle giunzioni FSW delle leghe Al2024-T3 e Al6061-T6	<i>Pag. 202</i>
6. Materiali e Metodi 1a campagna di prove, tecnologie a confronto	<i>Pag. 204</i>
6.1. Introduzione	<i>Pag. 205</i>
6.2. Scelta delle leghe utilizzate	<i>Pag. 205</i>
6.3. Scelta dei processi di Saldatura	<i>Pag. 205</i>
6.4. Realizzazione dei giunti	<i>Pag. 206</i>
6.4.1. Realizzazione giunti con tecnologia TIG	<i>Pag. 207</i>
6.4.2. Realizzazione giunti con tecnologia FSW	<i>Pag. 208</i>
6.5. Tipologia di prove	<i>Pag. 211</i>
6.5.1. Prove di trazione	<i>Pag. 212</i>
6.5.1.1. Apparecchiature utilizzate	<i>Pag. 213</i>
6.5.1.2. Esecuzione delle prove di trazione	<i>Pag. 216</i>
6.5.2. Prove di piegamento	<i>Pag. 218</i>
6.5.2.1. Apparecchiature utilizzate	<i>Pag. 219</i>
6.5.2.2. Esecuzione delle prove di piegamento	<i>Pag. 220</i>
6.5.3. Prove di microdurezza	<i>Pag. 222</i>
6.5.3.1. Apparecchiature utilizzate	<i>Pag. 223</i>
6.5.3.2. Esecuzione delle prove di microdurezza	<i>Pag. 225</i>
6.5.4. Analisi metallografia al microscopio ottico	<i>Pag. 227</i>
6.5.4.1. Apparecchiature utilizzate	<i>Pag. 228</i>

6.5.4.2. Esecuzione delle prove al microscopio ottico	Pag. 229
6.5.5. Analisi al S.E.M.	Pag. 230
6.5.5.1. Apparecchiature utilizzate	Pag. 232
6.5.5.2. Esecuzione delle prove al S.E.M.	Pag. 234
7. Risultati e Analisi 1^a campagna di prove, tecnologie a confronto	Pag. 235
7.1. Prove di Trazione	Pag. 236
7.1.1. Analisi frattografica	Pag. 252
7.2. Prove di Piegamento	Pag. 261
7.3. Prove di microdurezza	Pag. 268
7.4. Indagini al microscopio	Pag. 275
7.5. Indagini al S.E.M.	Pag. 280
8. Materiali e Metodi 2^a campagna di prove, caratterizzazione FSW	Pag. 285
8.1. <i>Introduzione</i>	Pag. 286
8.2. <i>Scelta delle leghe utilizzate</i>	Pag. 287
8.3. <i>Acquisizione forze</i>	Pag. 288
8.4. <i>Realizzazione giunti con tecnologia FSW</i>	Pag. 290
8.5. <i>Trattamento termico post-saldatura</i>	Pag. 293
8.6. <i>Caratterizzazione dei giunti saldati</i>	Pag. 294
8.6.1. <i>Taglio dei provini</i>	Pag. 295
8.6.1.1. <i>Prove di trazione</i>	Pag. 298
8.6.1.2. <i>Strumentazione utilizzata</i>	Pag. 299
8.6.1.3. <i>Esecuzione delle prove di trazione</i>	Pag. 301

8.6.2. Prove di microdurezza	Pag. 302
8.6.2.1. Strumentazione utilizzata	Pag. 304
8.6.2.2. Esecuzione delle prove di microdurezza	Pag. 306
8.6.3. Prove di fatica	Pag. 307
8.6.3.1. Strumentazione utilizzata	Pag. 313
8.6.3.2. Esecuzione delle prove di fatica	Pag. 315
8.6.4. Analisi metallografica al microscopio ottico	Pag. 316
8.6.4.1. Strumentazione utilizzata	Pag. 316
8.6.4.2. Esecuzione delle indagini al microscopio ottico	Pag. 317
8.6.5. Analisi al SEM	Pag. 318
8.6.5.1. Preparazione dei provini	Pag. 319
8.6.5.2. Strumentazione utilizzata	Pag. 320
8.6.5.3. Esecuzione delle prove al SEM	Pag. 321
8.7. Gel Test	Pag. 322
8.7.1. Preparazione del Gel per il test	Pag. 323
8.7.2. Esecuzione della prova	Pag. 325
9. Risultati e Analisi 2a campagna di prove, caratterizzazione FSW	Pag. 330
9.1. Risultati forze acquisite	Pag. 331
9.2. Prove di Trazione e analisi statistica	Pag. 336
9.3. Prove di fatica	Pag. 347
9.4. Indagine al microscopio	Pag. 354
9.5. Analisi superfici di frattura	Pag. 362
9.6. Prove di microdurezza	Pag. 371
9.7. Risultati del Gel Test	Pag. 374

10. Conclusioni	<i>Pag. 378</i>
<i>10.1. Conclusioni</i>	<i>Pag. 379</i>
<i>10.2. Prospettive per il futuro</i>	<i>Pag. 381</i>
 Bibliografia	 <i>Pag. 387</i>

Prefazione

L'uomo, sin dalla sua nascita, per sua natura si è misurato con lo spazio e con il tempo che lo hanno ospitato cercando di rendere quanto più confortevole il percorso della propria vita. Pertanto, si è dedicato allo studio delle variabili spazio-tempo operando un loro controllo e ottimizzando la funzione obiettivo riconosciuta nella vita stessa. Aguzzando l'ingegno, lancia una sfida con l'ambiente esterno per adattarlo alle proprie esigenze superando gli ostacoli che vi si presentano.

La sua brama e volontà di potenza, lo spingono a volte ad essere cieco dei propri limiti con conseguenze nefaste non solo per se stesso.

Un riferimento al retaggio del passato, di quanto sopra è stato detto, lo si trova nel mito greco di Dedalo e di suo figlio Icaro. Quest'ultimo giunto da Atene a Creta alla corte del re Minosse, fu fatto prigioniero con il padre nel labirinto della città. Dedalo era uomo di grande ingegno e dal suo genio erano nate diverse invenzioni quali il trapano e il regolo; e come un animale chiuso in gabbia muore struggendosi per il desiderio di tornare libero, così Dedalo si dilaniava nel desiderio della fuga.

Le leggende narrano che si preparò a fuggire attraverso l'unico elemento, l'aria, che il re Minosse non avrebbe mai potuto controllare. Fabbricò per sé e per suo figlio delle ali che si fissavano al corpo con la cera: "l'uomo aveva scoperto il segreto del volo".

Icaro, sollevatosi in volo, nonostante le istruzioni del padre volle giungere troppo in alto e si avvicinò al sole, che sciolse con il suo calore la cera delle ali; quindi precipitò nel mare Egeo, presso Samo incontrando la morte. Il significato di questo mito, narrato anche da Virgilio (Eneide) e da Ovidio (Metamorfosi), risiede nello slancio impulsivo dell'uomo nel superare ogni limite.

Così oggi, nella progettazione di strutture aeronautiche, bisogna avere una perfetta cognizione delle proprietà dei materiali utilizzati, e ciò è possibile solo attraverso una mirata attività sperimentale.

Il lavoro svolto in questa tesi vuole porre l'accento proprio su questo aspetto, caratterizzando attraverso opportune prove in collaborazione con Alenia Aeronautica S.p.A. la risposta di giunti saldati con tecnologia FSW di leghe leggere classe 6056-T78 sollecitati staticamente e dinamicamente.

Nel cap.1 si fornisce una panoramica generale dell'alluminio delle sue proprietà fisiche e meccaniche ed i metodi per la sua produzione.

Nel cap.2 si descrivono poi le applicazioni industriali di questo materiale con riferimento particolare al settore automobilistico ed aerospaziale.

Nel cap.3 si definisce la classificazione delle leghe di alluminio con riferimento alle prestazioni performanti di questi materiali, alle modalità di migliorare le proprietà meccaniche con opportuni trattamenti termici e meccanici.

Il cap.4 è dedicato ai problemi della saldatura dell'alluminio e all'introduzione della tecnologia Friction Stir Welding valutandone gli aspetti caratteristici.

Riconosciuti i vantaggi di questa tecnica, il cap.5 comprende l'analisi degli aspetti metallografici del giunto e gli effetti della saldatura.

Nei cap. 6 e 7 vengono illustrati i materiali e metodi, per la 1^a campagna di prove volta al confronto fra FSW e TIG, utilizzati durante la realizzazione dei giunti e delle prove di trazione, di durezza e di fatica, seguiti dai rispettivi risultati.

Nel capitolo 8 si illustrano i materiali e metodi della 2^a campagna di prove volta alla caratterizzazione della tecnologia FSW, seguono nel capitolo 9 i risultati di tale indagine.

Data però la complessità della realtà una buona soluzione di un problema non può prescindere da ipotesi e schematizzazioni. Infatti è quasi impossibile descrivere e riprodurre esattamente i fenomeni fisici, ed occorre spesso fare alcune approssimazioni in modo da tradurre il problema in equazioni risolubili con strumenti matematici. Nell'interpretazione dei risultati ottenuti è importante poi, tenere presente le assunzioni fatte durante lo studio. In questo modo, nell'ambito della scelta dei parametri di processo è possibile verificare criticamente l'influenza di ciascuno di essi.

La sinergia di ipotesi e schematizzazioni attiva un *modello semplificativo* per relazionarsi al fenomeno in oggetto, tuttavia non esiste alcun metodo generale per la trattazione di nuovi problemi in quanto un'ipotesi può essere valida per un problema e fallace per un altro.

L'esperienza insegna che il principale requisito per la formulazione di ipotesi e approssimazioni corrette, è una completa e profonda comprensione fisica del fenomeno studiato.

Si rende indispensabile, a questo punto, la familiarità con le leggi della fisica-matematica validi strumenti di comunicazione dell'ingegnere.

Il cap.10 raccoglie infine, le conclusioni del lavoro di tesi, sottolineando i margini di sviluppo del processo FSW.

Capitolo 1

Applicazioni industriali dell'alluminio

1.1. L'alluminio nell'aeronautica.

Sin dalla nascita del volo a motore, i progettisti di aerei hanno cercato di abbassare il peso dei velivoli. Fin dal velivolo dei fratelli Wright nel 1903 uno dei parametri fondamentali nella progettazione degli aerei è stato il rapporto fra la potenza del motore ed il peso del velivolo (detto potenza specifica); considerando la modesta potenza resa disponibile dai motori nella prima metà del secolo è logico aspettarsi che l'utilizzo di materiali leggeri era obbligatorio. L'alluminio è entrato negli aerei già dalla loro nascita, ma negli anni '30, dopo la scoperta della possibilità di migliorare le caratteristiche meccaniche delle sue leghe mediante invecchiamento e la realizzazione del processo di anodizzazione, ha cominciato ad essere molto usato anche per parti strutturali. La Tabella 1.1 mette in evidenza come in un moderno aeroplano la percentuale di alluminio arrivi anche oltre l'80%.

Aereo	Alluminio % in peso	Acciaio % in peso	Titanio % in peso	Compositi % in peso	Altro % in peso
Boeing 747	81	13	4	1	1
Boeing 757	78	12	6	3	1
Boeing 767	80	14	2	3	1
Boeing 777	70	11	7	11	1
DC-10	78	14	5	1	2
MD-11	76	9	5	8	2
MD-12	70	8	4	16	2

Tabella 1.1 – Composizione della struttura di un moderno aereo



Figura 1.1 – Boeing 777

Come mostrato nella seguente figura 1.2 le prime leghe usate erano quelle commercialmente indicate come durallumini, ovvero leghe Alluminio-Rame, denominate con codice 2xxx dalla Aluminium Association (associazione statunitense autrice di uno dei più diffusi sistemi di designazione); nel tempo lo sviluppo di leghe con caratteristiche meglio adattabili all'uso aeronautico ha fatto sì che anche le leghe 7xxx, Alluminio-Zinco, si ritagliassero uno spazio sempre più grande.

Negli ultimi anni, con l'aumentare della richiesta di materiali altamente performanti e leggeri, si stanno imponendo anche le leghe che contengono piccole percentuali di Litio. [1]

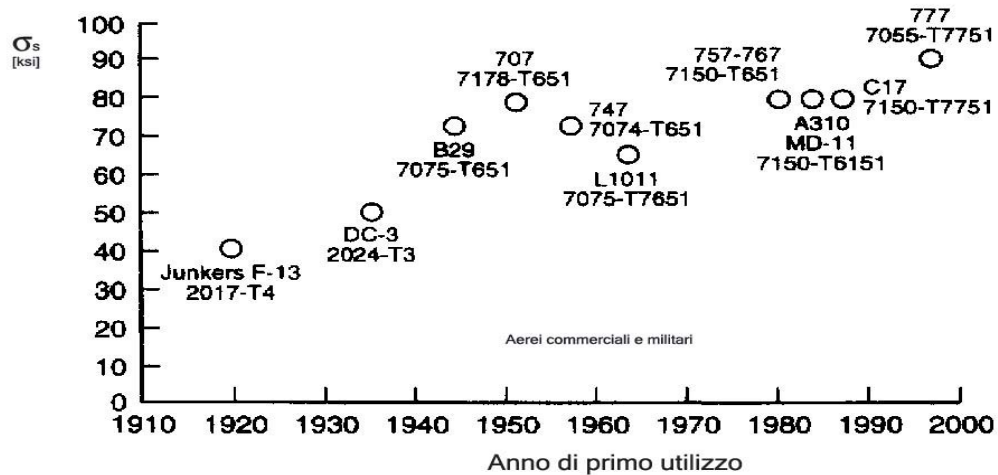


Figura 1.2 – Utilizzo delle leghe di alluminio in aeronautica

1.2. L'alluminio nell'automobile.

La scelta dei materiali da utilizzare nell'industria dei trasporti è divenuta fondamentale in questi anni, conseguenza dei rapidi progressi nelle varie tecnologie, ognuno frutto ed effetto di eventi storici di portata globale.

Gli shock energetici degli anni '70 hanno fatto nascere l'esigenza di ridurre i consumi di combustibile e ciò ha portato a vetture più piccole, alla realizzazione di forme più aerodinamiche, a propulsori più efficienti. In campo automobilistico, per la realizzazione di parti della carrozzeria, hanno fatto la loro comparsa le materie plastiche e alcuni hanno cominciato a costruire scocche a struttura mista, che impiegano lamiere in lega di alluminio per i pannelli esterni.

Negli anni '80 si è aggravato il problema della presenza nell'aria di smog e di prodotti tossici, si è manifestato il fenomeno delle piogge acide e si sono intraviste le prime conseguenze dell'effetto serra, causato da una massiccia

immissione di anidride carbonica nell'atmosfera. All'esigenza del risparmio energetico si è unito perciò quello della salvaguardia ambientale e quello del riciclaggio dei prodotti consumati, ponendo all'ordine del giorno l'esigenza di ripensare al futuro stesso dell'automobile.

Oggetto di attento esame sono soprattutto i materiali leggeri, in particolare l'alluminio e le materie plastiche, in quanto offrono attualmente una possibilità concreta di venire incontro alle richieste di vetture più leggere che comportano infatti minori consumi di combustibile e, quindi, minore immissione di gas combustibili nell'atmosfera.

I produttori di automobili hanno cominciato a guardare all'alluminio come già si faceva nell'industria aerospaziale, ossia come un materiale fondamentale nel progetto strutturale di partenza nei propri veicoli.

Finora, la non completa utilizzazione di leghe di alluminio nell'industria automobilistica è stata legata al fatto che l'alluminio deve potere inserirsi nei cicli di produzione delle carrozzerie senza sostanziali modifiche degli impianti di stampaggio e dei principi generali di progettazione degli stampi. L'impiego dell'alluminio in campo automobilistico è stato ostacolato, quindi, da motivi di costo.

Tuttavia non è mancato un certo impiego, fin dagli albori della storia dell'automobile, quando la produzione era ancora a livello artigianale. Il primo utilizzo si è avuto nel 1897 per il carter del motore della Clark, una vettura a tre ruote. L'alluminio è stato poi utilizzato per la trasmissione e per il cofano della Ford Model T e per i pannelli della carrozzeria della leggendaria Rolls Royce

"Silver Ghost" del 1930. Dagli anni '50 in poi, grazie al moltiplicarsi di particolari in lega di alluminio specialmente per il gruppo motore, quali testa dei cilindri, pistoni e scatola del cambio, l'impiego di questo materiale ha avuto una lenta crescita e attualmente per le autovetture di classe media varia tra i 40 e i 70 kg.

Per una buona tenuta di strada è importante la riduzione del peso delle masse sospese, cioè delle ruote e di tutti gli elementi ad esse collegati. L'alluminio è più leggero dell'acciaio con cui vengono di solito realizzati i cerchi e questa caratteristica consente (con l'abbinamento ad appropriati pneumatici e ammortizzatori) di assorbire meglio le asperità stradali.

Nella carrozzeria, invece, il suo impiego è ancora un'eccezione: l'acciaio risulta infatti più economico e con una tecnologia matura per la produzione in grande serie. Di contro già negli anni '70 Audi, in collaborazione con Alcoa (Aluminium Company of America), ha affrontato il problema di un uso esteso dell'alluminio per le scocche delle vetture ed ha realizzato un prototipo a carrozzeria mista acciaio-alluminio. Dal canto suo la Ford ha portato avanti ricerche per alleggerire il peso dei motori che prevedono cilindri ed albero a gomiti in alluminio da fonderia. Un motore costruito in leghe di alluminio comporta una riduzione di peso di circa il 22% rispetto ad un motore convenzionale.

1.2.1. La scelta delle leghe di alluminio per uso automobilistico.

L'industria dell'automobile sta compiendo uno sforzo consistente nella riduzione del peso nelle automobili, che tenderebbe ad aumentare in seguito

all'attenzione che il consumatore ha ultimamente verso la sicurezza ed il comfort dell'autovettura. In questi ultimi anni la concorrenza ed il continuo perfezionamento tecnico delle automobili hanno portato, in ogni categoria di vetture, ma soprattutto in quelle medie e medio-grandi, un notevole aumento del numero di accessori e degli equipaggiamenti per il comfort e la sicurezza (per esempio servosterzo, condizionatore, ABS, scocca rinforzata, quattro ruote motrici, ecc.) con conseguente aumento dei pesi.

A fronte di questo costante aumento di peso si rende necessario un incremento delle potenze dei motori e dell'impianto frenante, visto che l'utente oggi non intende rinunciare alle prestazioni e, semmai, desidera un loro incremento. Questo porta alla progettazione di telai più consistenti e rigidi, al ridimensionamento delle sospensioni e della trasmissione, al montaggio di un serbatoio più grande, e così via, il che significa un aumento nel consumo di carburante e quindi una maggiore quantità di emissioni inquinanti. Il risultato è un ulteriore incremento del peso.

Per interrompere questa "spirale dei pesi" molte case automobilistiche hanno in corso, da tempo, ricerche per sostituire, almeno in parte, l'acciaio con materiali più leggeri.

Fino a tutti gli anni ottanta sembravano essere i compositi i principali candidati per questa sostituzione; tuttavia ragioni economiche e tecniche ne hanno limitato l'uso nella produzione in grande serie ed ora nuovi e necessari criteri ecologici, riguardanti l'eventuale smaltimento di questi materiali alla fine della vita della vettura, sembrano escluderli dalle scelte future dei costruttori.

Per questi motivi l'attenzione di molte case è rivolta in misura sempre maggiore verso l'alluminio e ad un suo uso molto più esteso che in passato nella costruzione di autovetture.

Per contrastare l'attuale e futura tendenza verso l'aumento dei pesi delle autovetture è necessario adottare materiali più leggeri, affrontando però il problema in modo "radicale": non basta utilizzarli solo per questo o quel componente, ma occorre estenderne l'uso ad ogni parte dell'auto.

La scelta del materiale più adatto a questo scopo viene eseguita in base a questi criteri:

- indici del materiale e loro influsso sul dimensionamento;
- potenziale risparmio di peso;
- scarti di materia prima durante la produzione;
- fabbisogno di energia per l'intero ciclo del materiale;
- riciclabilità al termine della vita dell'auto;
- riserve di sicurezza dei possibili sistemi costruttivi.

Questi parametri hanno evidenziato tutti i grandi vantaggi dell'alluminio.

1.2.1.1. Esempi di automobili ad uso intensivo di alluminio.

La prima casa a presentare un'auto prodotta in serie con telaio e carrozzeria completamente in lega di alluminio è stata la Audi con il modello A8 presentata nel 1994. La Audi A8 (Fig. 1.3) presenta un risparmio in peso di circa il 40% rispetto ad una vettura costruita in acciaio, e la progettazione oltre alla riduzione

di peso ha avuto, come risultato, anche la diminuzione nel numero di particolari impiegati.

Attualmente si conoscono varie vetture che si possono definire ad “uso intensivo di alluminio”, ossia uso dello stesso per il telaio, la carrozzeria ed il motore. Alcune di esse sono state già realizzate: Honda Acura NSX (il veicolo con maggior contenuto percentuale di alluminio) (Fig. 1.4), Hummer (il fuoristrada delle forze armate statunitensi, che possiede una elevata mobilità su tutti i tipi di fondo) (Fig. 1.5), Jaguar Sport XJ220 (il più veloce prodotto in alluminio), Land Rover/Range Rover (il gruppo Rover utilizza l'alluminio già dal 1948, sia nei telai che nei motori), Porsche 928 e Porsche 968, Volkswagen D1 (cofano, bagagliaio e portiere sono in lega d'alluminio saldata laser) (Fig. 1.6), Mercedes SL55 (con testata interamente in alluminio) (Fig. 1.7), Honda Insight (Fig. 1.8).



Figure 1.3 – 1.4 – 1.5 – 1.6 – 1.7 – 1.8

Alcune delle scocche di queste automobili comprendendo il telaio, le portiere e i cofani, possono raggiungere un peso pari al 35% in meno della stessa

carrozzeria in acciaio. Un'ulteriore riduzione del peso si ottiene con l'utilizzo di componenti di alluminio come i motori, i cerchioni i radiatori, i paraurti, ecc.

1.2.2. Progettazione in alluminio.

Le leghe di alluminio uniscono alle buone proprietà meccaniche e alla facilità di lavorazione notevoli caratteristiche di leggerezza. Queste leghe ricoprono un vastissimo campo di resistenza meccanica: da pochi N/mm^2 sino a valori dell'acciaio a media resistenza. In linea generale una lega di Al possiede elevati valori del rapporto $R_m/R_p0,2$ (σ_r/σ_s) e dell'allungamento percentuale A50% [2].

L'utilizzo massiccio di alluminio pone però sia problemi di prezzo che di realizzazione. Con una resistenza migliore alla corrosione e una densità tre volte più bassa dell'acciaio, l'alluminio è anche da 3 a 5 volte più caro, con forti fluttuazioni dei prezzi. È inoltre più difficile da saldare e necessita di trattamenti superficiali specifici.

Il fatto che l'alluminio abbia un terzo della densità dell'acciaio costituisce il suo vantaggio più evidente, ma non bisogna tralasciare il fatto che anche il suo modulo elastico è un terzo rispetto a quello dell'acciaio (Tab. 1.2) [3].

Proprietà	Acciaio	Lega Al-Mg-Si
Modulo di elasticità N/mm^2	190000÷220000	60000÷80000
Tensione di snervamento N/mm^2	290÷470	260÷350
Densità Kg/m^3	7850	2700

Tabella 1.2 – Proprietà dell'acciaio comune e della lega Al-Mg-Si.

La maggiore distorsione cui è quindi soggetto è compensabile con l'adozione di sezioni maggiorate e con l'ottimizzazione geometrica dei pannelli e degli estrusi.

Quindi la soluzione non è una semplice sostituzione del materiale nella costruzione dell'intero gruppo telaio-carrozzeria, ma la riprogettazione dell'automezzo, sia dal punto di vista strutturale, che da quello dell'assemblaggio. Questo nuovo tipo di struttura deve rispondere a criteri di sicurezza, durabilità e qualità operativa.

Per garantire la sicurezza, la carrozzeria così ottenuta deve essere rigida, resistente a fatica e a corrosione, tutte prestazioni che dipendono dalle caratteristiche dei materiali, dalla geometrie dei pezzi che la compongono e dalle modalità di giunzione. Caratteristiche importanti di qualità operativa sono anche l'assenza di vibrazioni e la silenziosità.

La parte frontale di un autoveicolo, in caso di urto, deve essere deformabile in modo programmato e progressivo: il materiale ideale per assorbire energia deve avere quindi alto modulo elastico, alto carico di rottura, alto allungamento a frattura.

Assumono così notevole importanza i concetti di energia specifica (energia assorbita riferita alla massa dell'elemento), efficienza (rapporto fra forza media e massima) ed uniformità (rapporto fra forza massima e forza media) che permettono una classificazione dei materiali da costruzione. Da notare che le caratteristiche dei materiali debbono essere sempre rapportate alle loro densità perché l'aumento della sicurezza non si traduca automaticamente in un aumento di

peso della vettura. Fondamentale è il modo con cui si fanno lavorare i materiali destinati a sacrificarsi per assorbire e dissipare l'energia di impatto: il modo migliore è a compressione.

Le leghe d'alluminio adoperate per la struttura di base, da estrusione e da stampaggio a caldo, debbono rispondere al criterio di assorbire molta energia, debbono cioè avere elevata resilienza. In futuro è possibile lo sviluppo di nuove leghe aventi una combinazione particolare di caratteristiche, tali da rispondere in modo ottimale a nuove esigenze applicative.

Le lamiere in alluminio, al contrario, necessitano di una buona deformabilità, indispensabile allo stampaggio in presse per la produzione in grande serie di pannelli strutturali, per il pavimento, per il tettuccio e per superfici tagliafuoco.

I longheroni devono invece garantire un buon assorbimento di energia in caso di impatto (eccetto quelli della cellula dell'abitacolo che devono mantenere il più possibile la loro forma) ed avere una soddisfacente rigidità flessionale.

1.2.2.1. L'Audi Spaceframe.

Per i motivi citati in precedenza, è necessario sviluppare nuovi criteri sia di progetto che di produzione che mirino ad ottenere una drastica riduzione di massa ma, allo stesso tempo, apportino progressi in termini di rigidità e di sicurezza rispetto alle carrozzerie tradizionali.

Per centrare questi obiettivi Audi ed Alcoa nel 1982 hanno intrapreso una joint-venture che ha permesso, dopo 11 anni di ricerche e sperimentazioni, la realizzazione del sistema costruttivo ASF (*Audi Spaceframe*).



Figura 1.9 – Audi Spaceframe.

Questo consiste in un telaio nel quale ogni elemento a superficie estesa è impiegato con funzione portante. La struttura del telaio è formata da profilati estrusi dritti e curvi, in prevalenza chiusi, che nei punti angolari e nelle giunzioni vengono uniti a complessi particolari pressofusi chiamati nodi. Questi sono posizionati nelle zone sottoposte a maggiore sforzo (come ad esempio le interconnessioni tra diversi profilati o l'attacco dei gruppi molla-ammortizzatore) e richiedono quindi una grande rigidità e robustezza.

Le leghe d'alluminio si deformano in modo duttile: si è così introdotto questo nuovo tipo di telaio formato non più una scocca autoportante in lamiera

stampata, ma uno spaceframe ottenuto per saldatura di estrusi di alluminio, che regge il pianale ed i pannelli della carrozzeria.

È così possibile una maggiore specializzazione fra le funzioni dei diversi componenti della carrozzeria, alcuni chiamati a garantire l'indeformabilità della cella abitacolo, altri chiamati ad assorbire e dissipare l'energia di impatto ed altri a funzioni estetiche, di contenimento o di chiusura.

I laminati sono uniti al telaio (tramite rivettatura, saldatura ad arco, saldatura per punti, clinching, saldature laser, adesivi strutturali) in maniera tale da incrementare la già notevole rigidità del corpo.

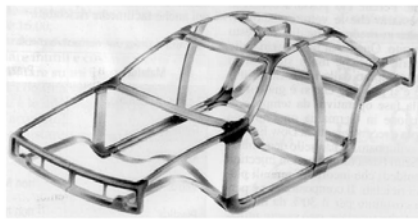


Figure 1.10

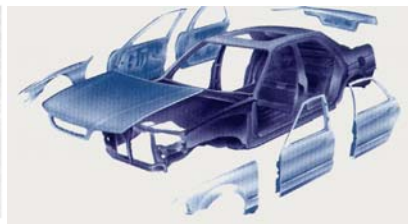


Figura 1.11.

L'utilizzo di queste strutture in alluminio, consente un migliore assorbimento dell'energia (trasformata in energia di deformazione): minor massa comporta minor energia cinetica a parità di velocità, così una collisione comporta minore energia da assorbire nell'impatto, quindi una minore deformazione, con meno rischi per le persone e meno danni economici per le riparazioni, ciò anche perché le parti periferiche della scocca che proteggono la cellula sono progettate per deformarsi "a fisarmonica".

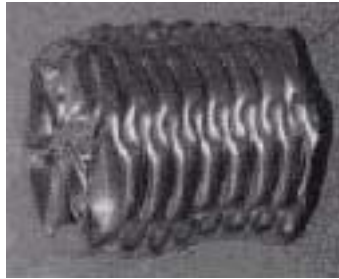


Figura 1.12 – Deformazione a fisarmonica.

Anche le reazioni delle strutture in alluminio agli urti e alle sollecitazioni sono migliori: i tubi di alluminio si deformano idealmente quando soggetti ad impatto, ed il loro modo di collassare assorbe più energia che nel caso dell'acciaio.

Nelle sezioni di estrusi soggette a impatto, la deformazione è inoltre localizzata e quindi facilmente individuabile, e può essere resa progressiva con uno studio degli spessori e delle sezioni degli assemblati. Nel caso dell'Audi A8, la sezione frontale del telaio è in tubazione, ed anche in seguito ad un impatto a 15 km/h può essere smontata e sostituita, mentre la cella del passeggero rimane intatta. [4]

Un ulteriore aspetto da considerare dello spaceframe in alluminio è la sua riparabilità. Considerando che nel 5% degli incidenti stradali il telaio viene danneggiato, e che gli estrusi non possono essere rettificati, la riparazione avviene per sostituzione di intere sezioni del telaio (Fig. 1.13).

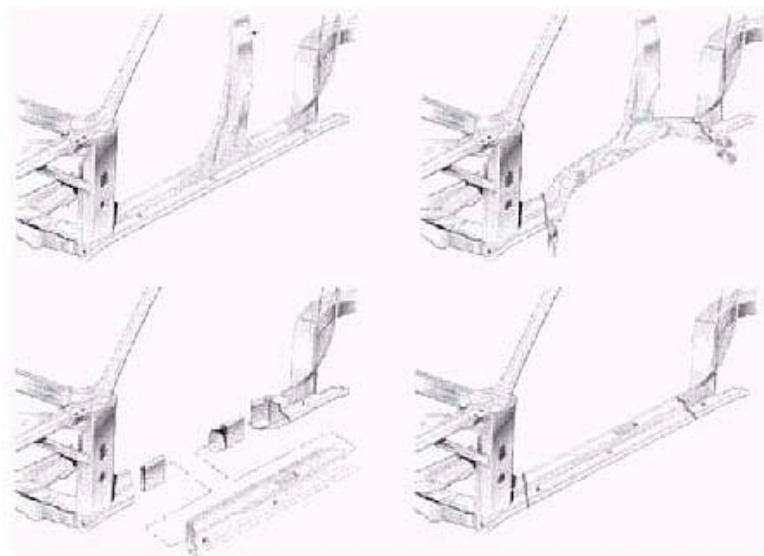


Figura 1.13 – Esempio di riparazione dello Spaceframe.

La struttura a telaio in lega d'alluminio presenta il grosso vantaggio che le carrozzerie possono essere realizzate con meno di 100 componenti interconnessi, invece che con 300 e più pezzi di acciaio saldati per punti come nelle scocche tradizionali: un elemento peserà quindi meno perché, oltre ad usare l'alluminio, verranno impiegati un numero inferiore di pezzi, e quindi meno elementi di giunzione.

Altri esempi di autovetture con spaceframe in alluminio sono la Bmw Z8 (Fig. 1.14), la Lotus Elise (Fig. 1.15) e la Ferrari 360 Modena (Fig. 1.16).



Figure: 1.14 – Z8

1.15 – Elise

1.16 – 360 Modena.

La più recente realizzazione è l'Audi A2 (Fig. 1.17): questa rappresenta la seconda generazione dell'ASF essendo costituita essenzialmente da profilati e grandi getti multifunzione, come i montanti centrali dello spaceframe, opportunamente accorpati con giunzioni innovative.

L'obiettivo è quello di ridurre i tempi e i costi di produzione e assemblaggio mediante una riduzione del numero dei componenti, con conseguente aumento dell'automazione. Ad esempio, la fiancata della A2 è monopezzo, interamente in lega d'alluminio prodotta nel reparto presse. Le sezioni estruse sono invece prodotte mediante un processo di idroformatura (la pressione sulla lamiera è interamente esercitata da un liquido, ottenendo così deformazione libera e senza attrito). Per le giunzioni si utilizzano rivettature, saldature TIG, MIG e Laser.



Figura 1.17 – Audi A2.

1.2.3. Vantaggi della costruzione leggera con leghe di alluminio.

La riduzione di peso delle vetture comporta due tipologie di vantaggi: il primo, già discusso, di riduzione dei consumi, è un vantaggio che si può definire di tipo strategico a medio e lungo periodo, nel senso che, vista la forte tendenza

all'inasprimento di leggi in materia ambientale a livello mondiale, una casa automobilistica non si troverebbe impreparata di fronte ai rapidi cambiamenti in atto; il secondo è piuttosto un vantaggio di tipo qualitativo rispetto agli altri costruttori. Auto più leggere, infatti, oltre che consumare di meno, sono vetture la cui guida risulta più semplice: si ha infatti una riduzione delle forze d'inerzia, un abbassamento del baricentro e quindi un aumento di stabilità, migliora la ripresa, diminuiscono gli spazi d'arresto, si possono realizzare dimensioni maggiori con conseguente aumento del comfort e della vivibilità interna.

I vantaggi della costruzione leggera in alluminio non vanno ricercati soltanto nella diminuzione di peso delle autovetture, ma si possono percepire anche sotto altri aspetti, senza dubbio non meno importanti, quali la sicurezza, la riciclabilità e la maggiore resistenza alla corrosione.

I primi due aspetti verranno trattati brevemente di seguito, mentre riguardo al comportamento elettrochimico delle leghe di alluminio, si rimanda in dettaglio ai capitoli successivi di tale tesi.

1.2.3.1. Sicurezza.

- *Sicurezza attiva:* La struttura completa ASF ha un peso inferiore del 40% rispetto ad una carrozzeria in acciaio di un'autovettura della stessa classe e dimensioni, pur avendo una rigidità torsionale uguale o maggiore (2400 kg/grado, rispetto ad una media nella sua classe di 1700 kg/grado). Ciò si traduce in una maggiore sicurezza attiva (tutto ciò che aiuta il guidatore ad evitare situazioni di pericolo). A parità di

impianto frenante e di qualità del telaio, l'auto con carrozzeria in alluminio si ferma in spazi minori e possiede una maggiore stabilità e tenuta di strada. La vettura più leggera accelera più velocemente rispetto ad una più pesante di uguale potenza, ed è quindi più agile nei sorpassi.

- *Sicurezza passiva:* La costruzione in alluminio della carrozzeria permette di incrementare anche e soprattutto la sicurezza passiva (la protezione offerta dalla vettura agli occupanti in caso di incidente). La struttura con telaio portante si comporta come una "gabbia di sicurezza" e per provocare nella carrozzeria completa delle deformazioni plastiche è necessario applicare forze maggiori che sulle classiche scocche autoportanti di acciaio, perché la separazione tra struttura portante e di rivestimento ha permesso di irrobustire meglio le zone che veramente lo richiedono. Durante l'impatto si sfruttano inoltre le qualità di assorbimento di energia dell'alluminio nelle zone a deformazione programmata: nella pressoflessione a grinze dei longheroni, i profilati di alluminio permettono un assorbimento di energia per unità di massa molto più elevata rispetto a pezzi analoghi in acciaio. A parità di assorbimento di energia il longherone a sezione rettangolare in alluminio, rispetto ad uno di uguale geometria in acciaio, risulta essere il 50% più leggero; se entrambi i longheroni hanno sezione circolare, il vantaggio in peso di quello in alluminio, a parità di energia assorbita, è ancora maggiore: esso pesa solo il 37% di

quello in acciaio. Questo perché la sezione circolare, ideale per il profilato estruso, produce una configurazione a grinze notevolmente più fitta e impone quindi un maggior lavoro di deformazione per unità di massa.

Capitolo 2

Produzione dell'alluminio primario e secondario

2.1. Introduzione.

Oggi è impossibile pensare ad un mondo senza alluminio in quanto l'alluminio è usato per qualunque oggetto. Porte e finestre, facciate e tetti, fuori e dentro di una casa l'alluminio è talmente usato che nemmeno ce ne accorgiamo. L'alluminio per la sua leggerezza viene usato per treni, aerei, automobili e barche che a pari velocità, consumano di meno (Figura 2.1).[5]

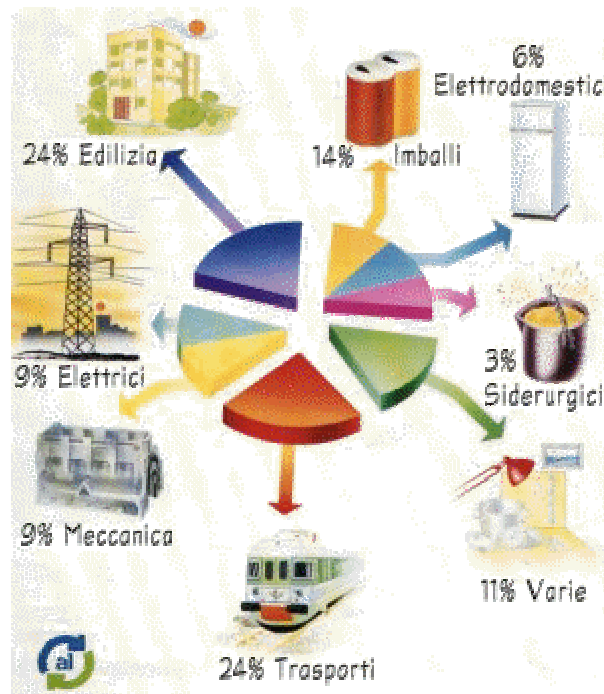


Figura 2.1 – Alluminio nei vari settori di produzione (%).

L'alluminio è molto abbondante in natura. Tuttavia non si trova mai allo stato metallico, ma sempre combinato ad altri elementi, principalmente all'ossigeno. Il

minerale nel quale si trova in maggior concentrazione l'ossido di alluminio è chiamato bauxite. Le riserve di bauxite a nostra conoscenza dovrebbero bastare ancora per 1000 anni, anche se già oggi circa 1,5 kg su ogni 4 Kg prodotti non vengono ricavati dal minerale, ma dal recupero e riciclo di manufatti di alluminio.[6] Grazie alle sue eccezionali proprietà l'alluminio è indispensabile per numerosi tipi di applicazioni. Infatti, le principali proprietà dell'alluminio sono:

- Leggerezza;
- Infrangibilità;
- resistenza alla corrosione;
- buon conduttore termico;
- resistente alle escursioni termiche;
- protegge dalla luce, dall'aria, dall'umidità, dagli odori estranei, dai microrganismi senza alterare il gusto del contenuto;
- inattaccabilità dalla maggior parte delle sostanze chimiche;
- non è tossico, ed è quindi indicato per le confezioni degli alimenti;
- è facile da trattare e possiede caratteristiche ottimali per il riciclaggio. [5]

2.2. Caratteristiche dell'alluminio.

L'alluminio è un metallo bianco-argenteo che cristallizza nel sistema cubico a facce centrate con dimensione reticolare, in condizioni normali, di 4.04 Å.

Esso che fa parte del gruppo IIIB (o 13) della tavola periodica degli elementi, ha un numero atomico 13 e peso atomico 26,98. La sua temperatura di fusione è di circa 659°C, quella di ebollizione è di circa 2300°C circa. Il suo calore specifico è di 929 J/kg·K e il calore latente di fusione, particolarmente elevato, è di 394 kJ/kg.

È considerato il metallo leggero per eccellenza, avendo una massa volumica pari a 2700 kg/m³. È un materiale duttile e malleabile (si può ridurre fino a spessori di 5-6 µm); la conducibilità termica dell'alluminio è 13 volte maggiore di quella dell'acciaio inossidabile, 4 volte maggiore di quella dell'acciaio a basso tenore di carbonio e 0.6 volte minore di quella del rame (valori medi in J/(m·°K) a 100°C: $k_{Al}=206$, $k_{acciaio-comune}=45$, $k_{Cu}=376$); la sua conducibilità elettrica, però, risulta doppia di quella del rame; non infragilisce anche a bassissime temperature e non è magnetico. Tuttavia è difficilmente saldabile.

2.3. Metallurgia dell'alluminio primario.

In natura l'alluminio non è presente in forma nativa ma in combinazione con altri materiali sottoforma di silicati e ossidi. Il processo produttivo primario ha come principale materia prima la bauxite, roccia lateritica di aspetto terroso e colore giallognolo-rossastro. Essa è costituita di idrato di alluminio ($Al_2O_3 \cdot nH_2O$), i cui

costituenti fondamentali sono rappresentati dall'ortoidrossido di alluminio ($\text{Al}(\text{OH}_3)$), dal metaidrossido ($\text{AlO}(\text{OH})$) e da impurezze quali ossidi di ferro, silicati e ossidi di titanio. Non è possibile ottenere l'alluminio direttamente dalla bauxite mediante processi elettrolitici, in quanto ferro e silicio, presenti in quantità non trascurabili nel minerale, verrebbero a depositarsi al catodo: è quindi necessario un processo preliminare per ottenere allumina (Al_2O_3) della massima purezza. D'altra parte l'alta refrattarietà e l'alta temperatura di fusione dell'allumina non consentono di ricavare il metallo mediante processi di riduzione pirometallurgici. Successivamente sull'allumina si potrà effettuare un processo di riduzione dell'ossido [7].

In definitiva la metallurgia dell'alluminio può essere divisa in due fasi:

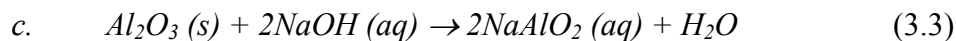
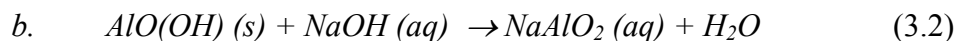
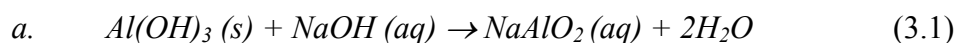
1. produzione di allumina pura per via chimica;
2. elettrolisi della miscela criolite-allumina (allo stato fuso).

2.3.1. Produzione dell'allumina per via chimica.

Per l'ottenimento dell'allumina si impiega oggi quasi esclusivamente il processo Bayer: esso è basato sulla reazione della bauxite con una soluzione concentrata di soda caustica a pressione e temperature relativamente elevate [7].

Come prima operazione si esegue un essiccamento della bauxite in aria a 400-500°C: scopo principale è quello di eliminare l'acqua di imbibizione e di distruggere le sostanze organiche eventualmente presenti, per avere un materiale più facilmente macinabile e che non dia schiume o morchie durante il successivo attacco alcalino; inoltre si riesce anche ad ottenere una parziale decomposizione degli idrossidi in

allumina. Successivamente la bauxite viene frantumata e ridotta in polveri in appositi mulini, fino ad ottenere la cosiddetta “farina di bauxite”. Questa viene poi miscelata con una soluzione acquosa di idrossido di sodio (NaOH) in ragione di 200-400 grammi per litro di soluzione e viene quindi portata alle previste condizioni di reazione (temperatura 120-250°C e pressione 35atm \cong 3.5MPa) in apposite autoclavi. In tali condizioni l'idrossido di sodio reagisce con i composti di alluminio (ortoidrossido, metaidrossido e piccole quantità di allumina) presenti nella bauxite trasformandoli in alluminato sodico (NaAlO₂), solubile nella fase acquosa secondo la reazione:



Gli ossidi di ferro, nelle condizioni in cui si opera, non vengono in pratica attaccati e rimangono allo stato solido, mentre gran parte della silice, invece, reagisce con la soda passando in soluzione sottoforma di metasilicato di sodio (Na₂SiO₃): questo composto tende a reagire con l'alluminato sodico per dare origine ad un silico-alluminato sodico idrato, insolubile, che precipita e si unisce alle impurezze rimaste inattaccate. La formazione del silico-alluminato se da una parte è vantaggiosa poiché, impedisce il passaggio del silicio nella fase acquosa, comporta però la perdita di un certo quantitativo di soda e allumina.

Al termine dell'operazione di attacco nell'autoclave sono presenti:

- A. Una fase acquosa, nella quale si trovano disciolti l'alluminato sodico formatosi e la soda in eccesso che non ha partecipato alle varie reazioni sopra scritte.
- B. Un insieme di fasi solide costituite da ossido ferrino anidro e idrato, composti di titanio e silico-alluminati di sodio. A questo residuo insolubile si dà il nome di *fanghi rossi*.

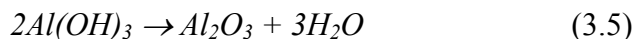
Si procede a questo punto ad una prima diluizione con acqua e poi a operazioni di decantazione e di lavaggio con acqua per separare la fase acquosa dai fanghi rossi. Dopo una filtrazione finale per eliminare le ultime tracce di sostanze insolubili, la soluzione di alluminato sodico e soda, notevolmente diluita e la cui temperatura è ormai scesa intorno a 50-60°C, viene fatta stazionare per alcune decine di ore in grandi vasche, dove ha luogo una parziale idrolisi dell'alluminato:



La reazione è molto lenta, per cui per accelerare la precipitazione dell'idrossido di alluminio e per ottenere un prodotto più facilmente filtrabile, nella soluzione viene introdotto un certo quantitativo di idrossido di alluminio previamente precipitato, i cui granelli fungono da germi di cristallizzazione.

Si procede poi ad una filtrazione, utilizzando filtri rotanti a tamburo, e si separa così l'idrossido di alluminio solido dalla fase liquida. L'idrossido così ottenuto viene sottoposto a calcinazione a circa 1200°C in forni rotativi, così che il forte

riscaldamento sia in grano di far evaporare l'acqua ancora presente. Avviene così la reazione:



Si ottiene così allumina di elevata purezza (Al_2O_3 al 99-99.5%). Il consumo energetico è valutabile nell'equivalente di 0.4-0.5 t di carbone per ogni tonnellata di Al_2O_3 prodotta.

2.3.2. Elettrolisi dell'allumina.

Non è possibile ricorrere all'elettrolisi si sali di alluminio solubili in acqua, perché il potenziale normale dell'elettrodo di alluminio (-1.66V) è di gran lunga inferiore a quello dell'idrogeno e al catodo si avrebbe in ogni caso la riduzione di quest'ultimo.

Bisogna dunque effettuare un'elettrolisi in assenza di acqua: non è d'altra parte pensabile di operare su allumina fusa, perché questa sostanza fonde a temperatura troppo elevata (circa 2050°C). Si procede in definitiva ad un'elettrolisi dell'allumina sciolta (in ragione dell'8-10%) in un bagno di *criolite* (fluoruro doppio di alluminio e sodio Na_3AlF_6) fusa, che fungerà dunque da solvente. La criolite pura fonde a 1000°C: la dissoluzione in essa di allumina fa diminuire al quanto la temperatura di fusione della miscela, per cui l'elettrolisi può essere condotta a circa 950°C.

La cella elettrolitica (fig. 2.2) è costituita da una grossa vasca in lamiera d'acciaio con un primo di refrattari silico-alluminosi, che hanno scopo coibente, e un

secondo strato più interno di refrattari carboniosi che presentano il doppio vantaggio di essere discreti conduttori dell'elettricità e di costituire in pratica l'unico materiale capace di resistere all'azione corrosiva dei fluoruri fusi.

Nei blocchi di carbonio che costituiscono il fondo della cella sono inserite delle barre di acciaio o di rame, mediante le quali essi sono collegati al polo negativo (catodo) di una sorgente di forza elettromotrice continua. L'intero fondo della cella funziona così da catodo, anche se in realtà, a processo avviato, il catodo è rappresentato dallo strato di alluminio fuso che ivi si deposita.

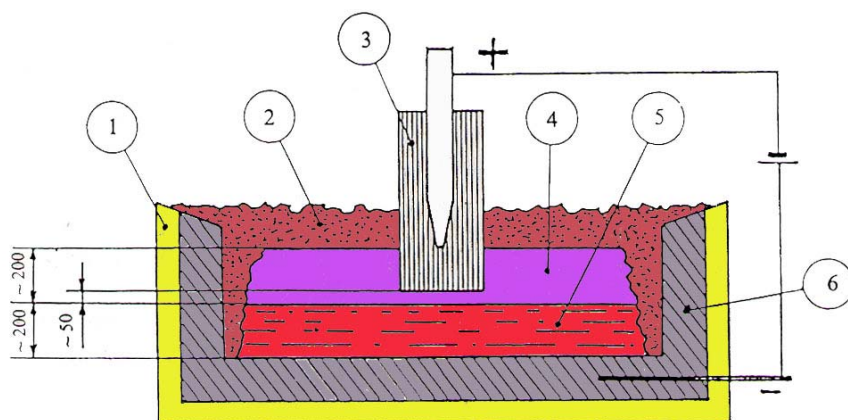


Figura 2.2 - Schema di una cella elettrolitica per la produzione di alluminio: 1) refrattario; 2) crosta solida di allumina e criolite; 3) anodo di carbone; 4) elettrolita fuso; 5) alluminio fuso; 6) suola conduttrice carboniosa.

L'anodo è costituito da uno o più blocchi di carbone sospesi sopra la vasca e parzialmente immersi nel bagno di criolite fusa.

Regolando la distanza fra gli elettrodi (circa 50 mm) la corrente elettrica che attraversa il bagno fuso consente di mantenere la temperatura ai valori voluti per

effetto Joule: la criolite e l'allumina si scindono in modo totale in Al^{+3} , Na^+ , O^{-2} e F^- . Dei due cationi quello che ha il potenziale di elettrodo più elevato è lo ione Al^{+3} : al catodo avverrà dunque la riduzione degli ioni alluminio con formazione di alluminio metallico secondo la reazione mostrata:



Il metallo fuso si raccoglie quindi sul fondo della cella. In condizioni di normale funzionamento della cella all'anodo si scaricano (ossidazione) gli ioni ossigeno (secondo la seguente reazione: $O^{-2} \rightarrow O + 2e^-$), con formazione di ossigeno monoatomico che subito si combina con il carbonio dell'elettrodo per dare anidride carbonica (reazione fortemente esotermica che mantiene la temperatura ai valori voluti).

Quando il contenuto in allumina del bagno scende a circa il 2% si ha il cosiddetto *effetto anodico*: la differenza di potenziale ai terminali della cella sale a 30-35 V e si può avere la scarica del fluoro in luogo dell'ossigeno. L'effetto anodico viene soppresso aggiungendo al bagno altra allumina [7].

Normalmente si opera con una tensione fra gli elettrodi di circa 5-6 V. Industrialmente, per ragioni economiche, vengono poste in serie 100-150 celle per formare un gruppo alimentato in corrente continua di 500-900 V. La corrente che attraversa ogni cella raggiunge i 100'000 A, ed è in grado di produrre in queste condizioni poco più di 700 kg di alluminio al giorno. L'alluminio che si ottiene fuso sul fondo della vasca viene periodicamente prelevato (ogni 24 ore circa) mediante

sifonamento, ossia tramite un sistema di aspirazione a vuoto che consente il prelievo senza inopportuni rimescolamenti. Va infatti ricordato che la differenza di peso specifico fra l'alluminio e la criolite è assai limitata (dell'ordine di 0.3 kg/dm^3).

L'alluminio prodotto dalle celle elettrolitiche ha un titolo attorno al 99.6%: fra le principali impurezze troviamo ancora il ferro e il silicio. Il metallo fuso prelevato può essere inviato in forni di attesa, alla fabbricazione delle leghe o colato in pani.

Per la produzione di 1 kg di alluminio col processo elettrolitico, in pratica sono necessari 17-20 kWh di energia (oltre quella impiegata nel processo Bayer): ne deriva la forte dipendenza del costo di tale metallo dal costo dell'energia, essendo relativamente importante il costo della materia prima. In definitiva, per la produzione di 1 kg di alluminio con titolo 99.6%, sono necessari circa 20-25 kWh e 4 kg di bauxite. Per ottenere una successiva raffinazione, quando ad esempio è richiesta un'elevata lucentezza superficiale o una notevole resistenza alla corrosione, si procede ad un secondo processo elettrolitico su alluminio fuso in elettrolita costituito da una miscela di cloruri e fluoruri a 750°C circa. La cella è simile a quella impiegata per l'elettrolisi dell'allumina, ma in essa l'elettrodo superiore è il catodo e la suola l'anodo: in tal modo le impurezze non possono attraversare il bagno di sali fusi e rimangono nella lega sul fondo della cella, mentre superiormente si raccoglie alluminio di elevatissima purezza. Con tale procedimento si raggiungono titoli anche superiori al 99.99%.

2.4. Importanza del riciclaggio dell'Alluminio.

Il riciclaggio dell'alluminio permette di risparmiare il 95% dell'energia richiesta. Per ricavare dalla bauxite 1 Kg d'alluminio sono necessari 14Kwh, invece per ricavare 1 Kg d'alluminio nuovo da quello usato servono 0.7Kwh. L'alluminio ottenuto per mezzo del riciclaggio è chiamato "secondario", questa è l'unica differenza che lo distingue da quello "primario".

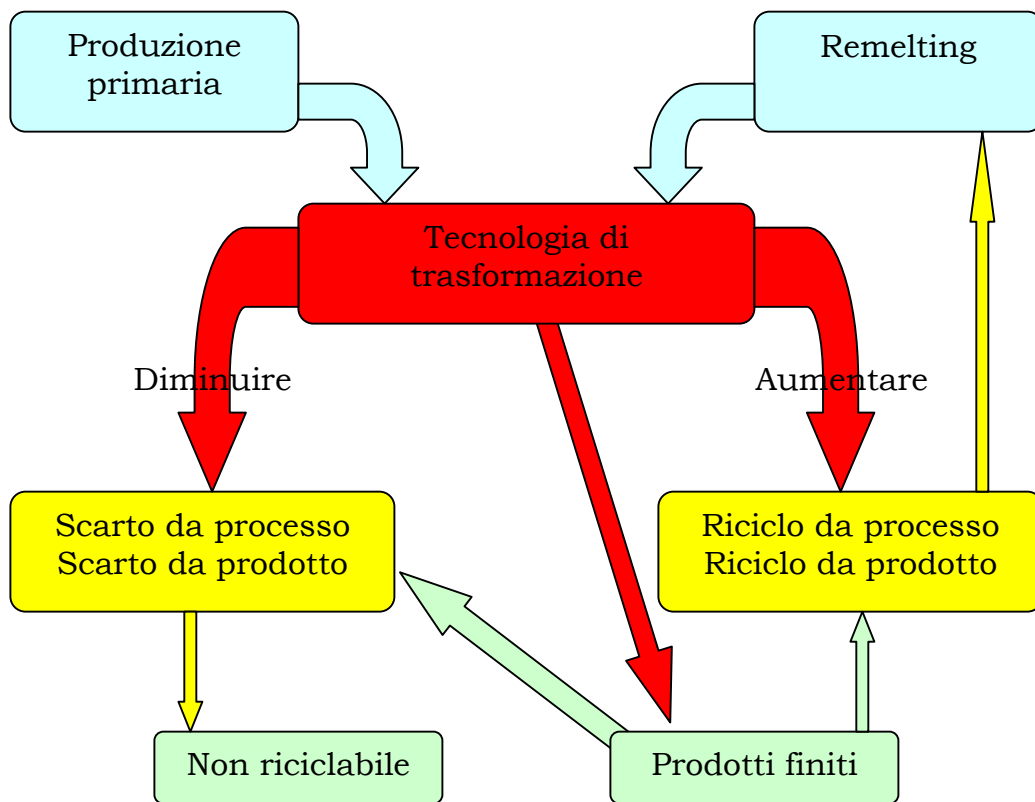
Il riciclaggio dell'alluminio in Italia è un'attività molto importante, a pensare che non abbiamo importanti miniere di bauxite, e che l'energia elettrica da noi è la più cara in Europa.

L'Italia, in Europa, è dopo la Germania, la maggior produttrice d'alluminio secondario. Pensate che la produzione italiana d'alluminio secondario è vicino alle 400.000 t/anno, mentre quella d'alluminio primario supera di poco 200.000 t/anno. Il riciclaggio dell'alluminio è necessario; infatti esso non comporta solo dei vantaggi per i consumatori, i comuni e l'industria, ma, riducendo l'estrazione della bauxite, è anche un prezioso contributo alla salvaguardia dell'ambiente.

Dall'alluminio usato se ne può ricavare sempre di nuovo senza dover ricorrere all'estrazione di materia prima. Oggi circa il 30% della produzione mondiale d'alluminio proviene da metallo recuperato.

2.4.1. Scarti e riciclo.

Da quanto detto, possiamo affermare che la produzione di alluminio secondario è importantissima e dobbiamo fare in modo che sia la più grande possibile. Guardando il seguente schema:



si può notare che per massimizzare la produzione di alluminio secondario, bisogna diminuire gli scarti da processo e da prodotto ed aumentare il riciclo da processo e da prodotto.[8]

2.5. Alluminio nelle auto.

Negli ultimi quarant'anni l'impiego di alluminio nella costruzione di autovetture è molto aumentato. Possiamo dire, infatti, che rispetto al 1960 la quantità di alluminio utilizzato è tre volte maggiore.

La provenienza di questo alluminio, come detto in precedenza può essere quella primaria (bauxite) o secondaria (riciclaggio). In particolare la quantità di alluminio impiegata, è lavorata per il 10% tramite estrusione o stampaggio, dove verrà utilizzato solo alluminio primario, e per il restante 90% con dei getti, dove il 65% di questo materiale proviene da rottami riciclati.[8]

2.5.1. Riciclaggio: punto di vista Citröen.

La Direttiva 2006/53/CE ha imposto alle case automobilistiche l'effettivo riciclaggio dei veicoli rottamati, nella percentuale dell'85% del peso complessivo (entro il 2006), per arrivare al 95% entro il 2015.

Una direttiva insomma che impone di tenere conto delle esigenze di riciclaggio già in fase di progettazione, di far decollare l'industria del riciclo, creando un mercato per i prodotti rigenerati e infine di adeguare il quadro normativo per facilitare il recupero e il trattamento dei rottami, conciliando questa esigenza con la normativa sui rifiuti.

Rispetto ad essa come accaduto per le emissioni inquinanti, le case automobilistiche si erano già mosse con notevole anticipo.

Firmando l'accordo francese del 1993 sui veicoli fuori uso, Citroën si era impegnata a produrre, dal 2002, i nuovi modelli con meno del 10% di residui ultimi rispetto al peso totale del veicolo.

Già a partire dal 1999, Xsara Picasso (figura 2.3) è composta da materiali riciclabili, naturali o riciclati, con una quota superiore al 90% rispetto al peso totale della vettura.

In generale l'accordo del '93 e la Direttiva hanno significato da parte di Citroën la presa in carico della problematica, con riferimento a tutto il ciclo di vita dei prodotti e cioè: certificazione delle fabbriche (ISO 14001), produzione con materiali rispettosi dell'ambiente, progettazione in termini ambientali del veicolo e filiera di demolizione che impone un'evoluzione dei demolitori in partnership con le Case.

La Citroen C3 (Figura 2.4) risponde perfettamente alla Direttiva UE ed agli impegni presi con l'accordo-quadro francese del 1993.

Più del 90% della massa di C3 è composta da soltanto cinque grandi categorie di materiali facilmente riciclabili: metalli, vetro, fluidi, plastiche, gomma.

Forse non tutti sanno che l'acciaio utilizzato per C3 proviene per circa il 60% dal riciclaggio di questo stesso materiale, nella misura di 300 Kg per veicolo. Il telaio è costituito di acciai di prima fusione, mentre i pezzi di equipaggiamento meccanici sono realizzati con acciaio riciclato, selezionato secondo le procedure della Marca.

Alluminio e ghisa provengono dal riciclaggio rispettivamente al 50% ed al 30%. Per quanto riguarda i componenti in plastica riciclata, rivestimenti dei passaruota ed i supporti dei paraurti posteriori sono in polipropilene riciclato.[9]



Figura 2.3 – Xsara Picasso



Figura 2.4 – C3

2.6. Riciclaggio: nuovo modo di progettare.

Come detto in precedenza per massimizzare la produzione di alluminio secondario dobbiamo diminuire gli scarti da processo e da prodotto ed aumentare il riciclo da processo e da prodotto.

Per far questo dobbiamo cambiare il modo di progettare, adoperando materiali le cui caratteristiche non sono il requisito più importante.

Il progettista, infatti, deve considerare come dato progettuale quello che succederà al materiale nel suo intero ciclo di vita, ovvero individuare, già in fase di progetto, i materiali e le tecniche di assemblaggio migliori per poter recuperare, con il minimo dispendio di risorse, il materiale utilizzato in modo da avviare il processo di riciclaggio.

Questo è fattibile consideranti i seguenti aspetti:

- Progettare con materiali riciclabili (anche se meno performanti)
- Tenere in conto la quantità di materiale da riciclare
- Ridurre i contaminanti difficili da riciclare
- Ridurre il numero di leghe da impiegare

Detto ciò, potrebbe sembrare che avviare un processo di riciclaggio non presenti molte difficoltà. Invece riciclare l'alluminio da un'automobile a fine vita, non è semplicissimo.

Infatti esiste un serie di problematiche che rendono il recupero dell'alluminio molto difficile. Queste problematiche possono essere riassunte con il seguente elenco:

- Identificazione degli scarti
- Contaminazione dai non metalli
- Contaminazione dai rivetti in acciaio
- Numero di differenti leghe usate
- Tecnologie di rifusione

Di questo elenco, il quarto punto è un problema molto sentito in quanto utilizzando diverse leghe, risulta molto difficile una volta recuperate andarle ad identificare. Quindi nasce il problema del riutilizzo, infatti non conoscendo bene gli allegati costituenti la lega, non possiamo decidere la destinazione più appropriata del materiale recuperato.[10]

2.7. Benefici apportati dall'alluminio.

- Protezione ambientale data dal risparmio energetico
- Miglioramento delle tecniche di produzione
- Energy Content Reduction e Tasso di Riciclaggio

2.7.1 Proteggere l'ambiente risparmiando energia.

La protezione ecologica ed ambientale non può concludersi con la realizzazione del prodotto, ma esso va seguito per tutto l'arco della sua vita.

E' facile intuire che prodotti differenti hanno durate molto differenti, ad esempio le lattine per le bevande possono durare sei settimane prima di essere svuotate, una finestra d'alluminio potrebbe durare forse 60 o più anni ed i componenti d'alluminio costituenti un'automobile probabilmente 10/12 anni. Durante il tempo di impiego del prodotto realizzato in alluminio avremo un cospicuo risparmio di energia: nel caso della finestra c'è un risparmio di manutenzione e di vernice, quindi una diminuzione dei costi. Nell'imballaggio il risparmio sarebbe fornito da un aumento di durata del tempo di immagazzinamento.

Il risparmio di energia, usando l'alluminio nei mezzi di trasporto, può essere considerevole, ma esso è decisamente maggiore se utilizziamo prevalentemente alluminio proveniente dai processi di riciclaggio (si veda figura 2.5).

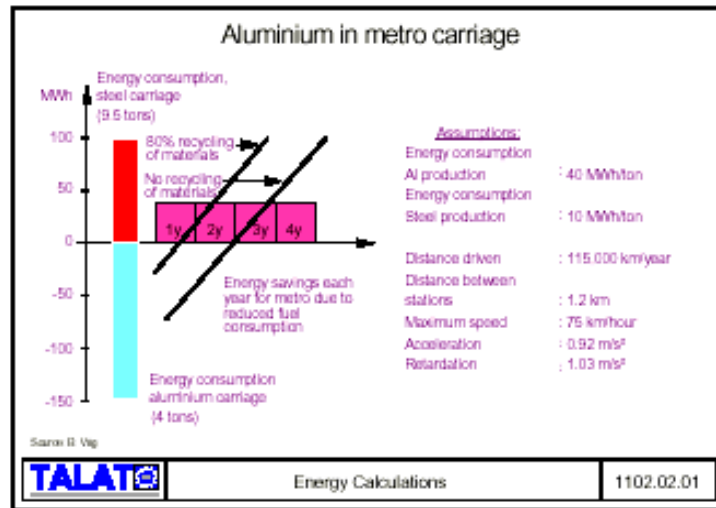


Figura 2.5 – Risparmio di energia dovuto all'uso dell'alluminio nei vagoni della metropolitana

Il risparmio totale di energia netta, in un intervallo di tempo di impiego dei riciclati, può superare il milione KWH. Questo calcolo semplificato dimostra che sostituire i materiali più pesanti con l'alluminio in un vagone di metropolitana provoca un consumo di energia ridotto. Dopo avere tenuto conto il contenuto di energia dei materiali di costruzione del carrello il risparmio generale è realizzato durante circa 3 anni.[10]

Un vagone di metropolitana probabilmente ha un tempo di impiego di 30/40 anni. Il risparmio di energia può naturalmente essere identificato approssimativamente con inquinamento ridotto, mentre “meno energia” significa meno combustibile bruciato nel motore del veicolo, o meno elettricità generata dalla stazione.

Vediamo ora un esempio che illustra la riduzione proporzionale delle emissioni come conseguenza del consumo di combustibile ridotto di un'automobile che conduce ad una riduzione generale delle emissioni durante alcuni anni. Il contenuto di energia supplementare che si ha utilizzando dell'alluminio è in media, nei paesi occidentali (cioè idropotenza di circa 60%) mostrato tramite l'emissione della CO₂ (Fig. 2.6).

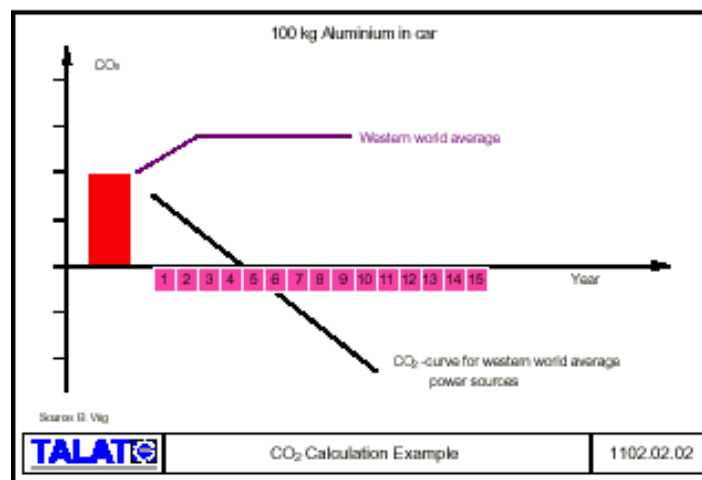


Figura 2.6 - Risparmio di energia dovuto all'uso dell'alluminio nelle automobili (emissione della CO₂)

Il punto di pareggio di energia vede l'inizio di un beneficio globale.

L'utente dell'automobile inizia il risparmio dal primo giorno della sua proprietà (figura 2.7).

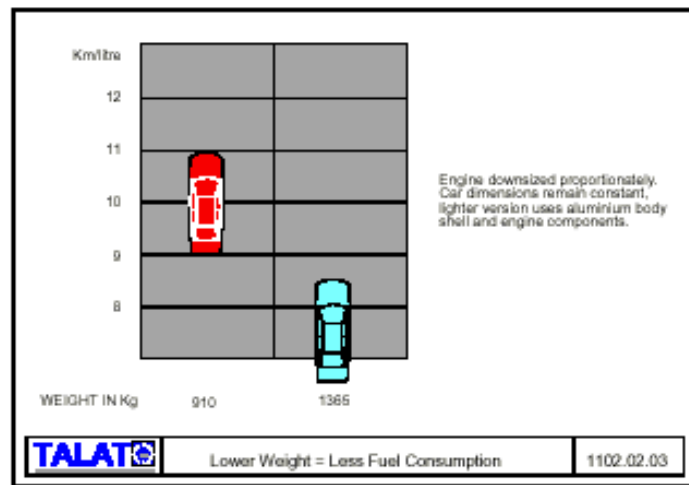


Figura 2.7 – Riduzione dei consumi dovuta al minor peso dei veicoli

Gli U.S.A. attualmente richiedono alle nuove automobili di riuscire a percorrere 33 miglia per gallone, una soglia che può essere portata a 40. Il miglior modo per realizzare questo è la perdita di peso della struttura complessiva del veicolo.[10]

2.7.2 Miglioramento delle tecniche di produzione.

L'analisi che stiamo conducendo non può essere completa senza accennare i benefici forniti dal regolare miglioramento delle tecniche di produzione del prodotto. La capacità di stringere le tolleranze, di ottenere materiale sempre più sottile e di elevate proprietà fisiche, ha permesso la realizzazione di materiali "già a misura".

Per esempio questo ha permesso un aumento del numero di lattine per bevanda prodotte da una tonnellata di metallo, un aumento che è stato stimato in circa il 15% in un periodo di riferimento relativamente corto.

Questo è stato possibile eliminando forme architettoniche troppo complicate e riducendo progressivamente lo spessore utilizzato, senza perdita delle proprietà, tramite controllo più rigoroso del sistema di rolling e di registrazione secondaria della lega.

Questo tipo di miglioramento è dovuto non soltanto alla forte concorrenza dai materiali alternativi ma anche alla concorrenza all'interno dell'industria della lavorazione dell'alluminio.

2.7.3. Energy Content Reduction e Tasso di Riciclaggio.

Nessuna osservazione, fatta sul tempo di impiego, può essere completa senza considerare cosa accade al prodotto quando giunge al termine del suo ciclo di vita. I prodotti in alluminio hanno un valore residuo molto elevato, infatti il potenziale dell'alluminio per il riciclaggio è virtualmente inesauribile e soltanto circa il 5 per cento dell'energia necessaria alla produzione primaria sono richiesti per produrre il metallo ugualmente utilizzabile (figura 2.8).

Quindi il valore dello scarto dell'alluminio è relativamente alto.

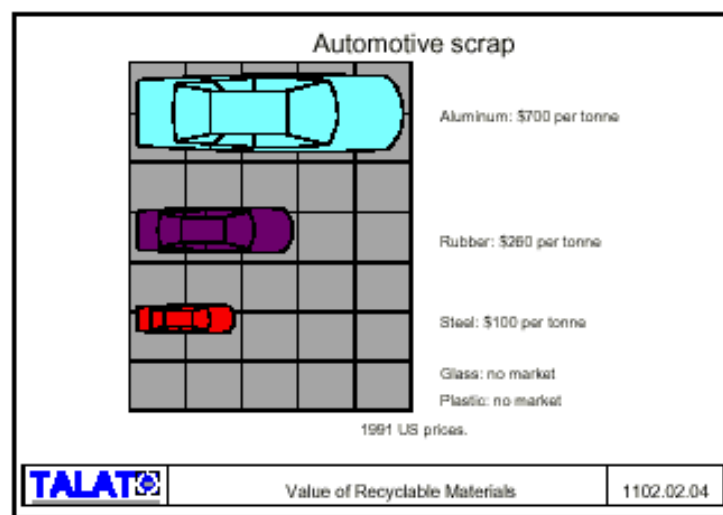


Figura 2.8 – Valore dei materiali riciclabili al termine del loro ciclo di vita.

Se il tasso di ritorno dello scarto su un prodotto raggiunge 90%, l'energia richiesta per produrre i nuovi prodotti sarebbe intorno al 15% di quella richiesta per i prodotti fatti interamente da metallo primario (figura 2.9).[10]

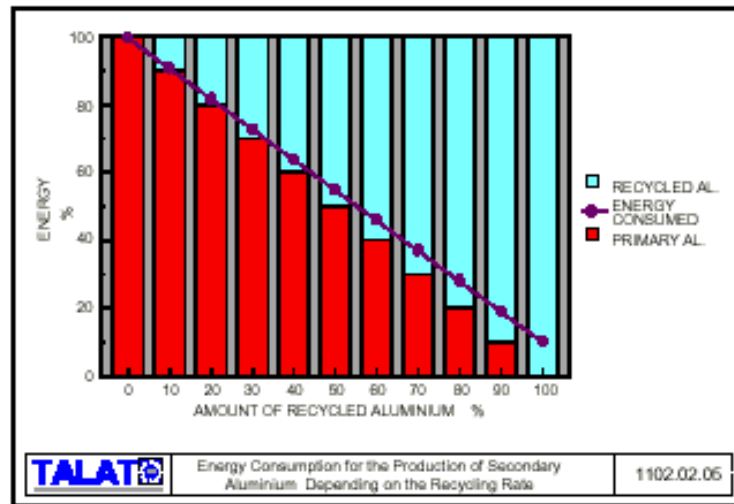


Figura 2.9 – Consumo di energia per la produzione di alluminio secondario in funzione della percentuale di riciclo.

2.8. Alluminio Secondario.

Come detto in precedenza, l'alluminio secondario è quello che nasce dal riciclaggio. Oggi sono molteplici i siti industriali che si occupano di convertire, il nuovo e vecchio scarto dell'alluminio, in lingotti, lastre o billette pronte ad essere utilizzate per una nuova applicazione industriale. Si possono distinguere due tipi di scarto da cui ricavare l'alluminio secondario. Essi sono:

il **nuovo scarto** è rappresentato da quel surplus di materiale presente durante la fabbricazione e la lavorazione di leghe di alluminio fino al punto in cui sono venduti all'utente finale;

il **vecchio scarto** è rappresentato dall'alluminio che si recupera quando un articolo o prodotto è arrivato alla fine del suo ciclo di vita.

Esempi di nuovo scarto possono essere: residui di tagli di lamiere e pezzi difettati. Esempi del vecchio scarto sono: una latta utilizzata della bevanda, una testata di cilindro dell'automobile, strutture di una finestra proveniente da una costruzione demolita o vecchi conduttori elettrici. La maggior parte di nuovo scarto che raggiunge l'industria secondaria viene direttamente dai produttori. E' solitamente di qualità e di composizione conosciuta e spesso non rivestito. Può allora essere fuso con poca preparazione, e quindi è subito riutilizzabile.

Invece lo scarto vecchio viene recuperato da una rete molto efficiente dei commercianti del metallo che hanno mezzi e tecnologie per recuperare l'alluminio dagli autoveicoli, degli elettrodomestici ecc. Ciò è spesso fatto utilizzando apparecchiature pesanti quali le trinciatrici combinati a separatori magnetici per rimuovere il ferro.

Quindi è necessario, prima della fusione degli scarti, eliminare ogni tipo di contaminazione presente come petrolio, l'acqua e ferro. Essi infatti vengono centrifugati ed asciugati per rimuovere il petrolio e l'acqua, mentre per via magnetica sono separati dal ferro. Le latta utilizzate della bevanda vengono trattate per rimuovere il rivestimento esterno di lacca e di inchiostro da stampa.

I processi di fusione vengono svolti a seconda della qualità dello scarto (figura 2.10).

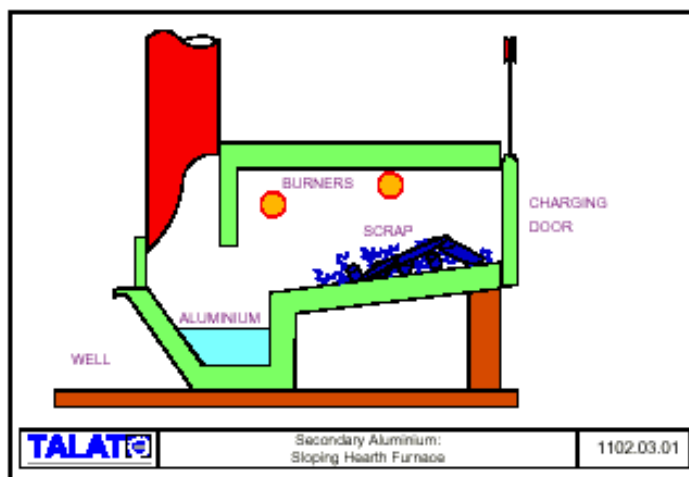


Figura 2.10 - Fornace

Lo scarto pulito, ovvero libero da contaminazioni, può essere fuso mediante l'uso di un forno riverberatore (si veda figura 2.11);

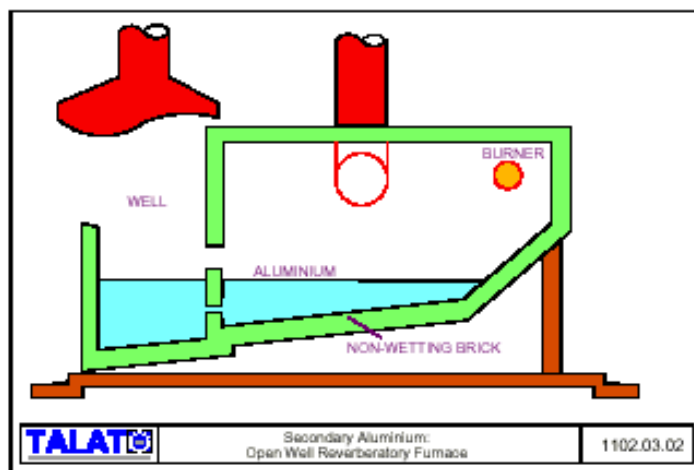


Figura 2.11 – Forno riverberatore

Gli scarti di qualità più bassa, ovvero con contaminazioni, sono fusi utilizzando un forno rotante in modo da garantire un cambiamento continuo (vedono figura 2.12)

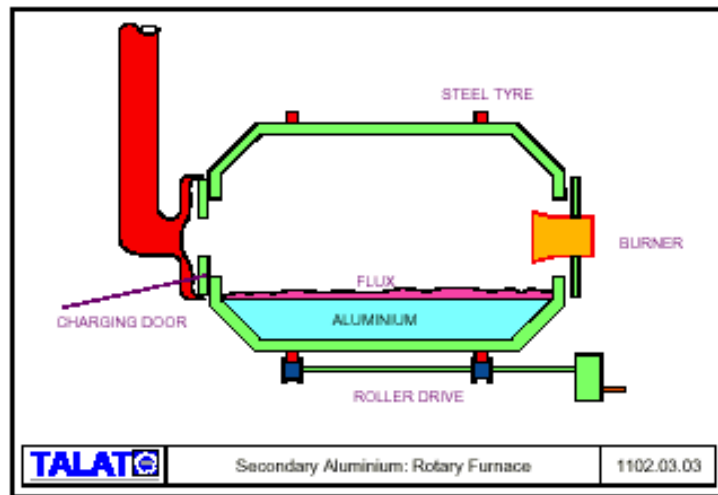


Figura 2.12 – Forno rotante

mentre lo scarto contaminato con altri metalli, quali i bulloni o le viti in acciaio, possono essere fusi in un forno a suolo inclinato.

Fondere questi metalli, separarli tramite filtrazione, in modo da produrre leghe di alluminio di composizione e di qualità volute, deve essere fatto senza incidere eccessivamente sull'ambiente. La maggior parte dei forni di fusione dell'alluminio secondario moderno utilizzano filtri di tessuto per accertarsi che i gas di combustione un valore basso di polveri.[10]

2.9. L'industria dell'alluminio secondario.

Per potere analizzare a fondo lo stato attuale dell'industria del riciclaggio per la produzione di alluminio secondario è necessario suddividere il discorso in tre parti:

- I prodotti
- La struttura dei raffinatori dell'alluminio secondario
- Tassi di riciclaggio

2.9.1. I prodotti.

I raffinatori dell'alluminio secondario convertono, la maggior parte dei materiali provenienti dal riciclaggio, in lingotti da fonderia basati generalmente su un sistema di lega alluminio-silicone con l'aggiunta di altri metalli quali rame e magnesio. Questi lingotti, rispettosi delle specifiche nazionali o internazionali, entrano nella fabbricazione di componenti del getto dell'alluminio. Avvolte, tramite autocisterne, parte di questo metallo è trasportato in forma fusa ai grandi utenti della fonderia eliminando in questo modo un'ulteriore rifusione. Deoxidiser per l'industria siderurgica è fornito in barre o in varie forme granulari.

Particolare attenzione deve essere posta al trattamento delle lattine per bevanda (UBCs). Per esse sono sorte, all'interno delle aziende che si occupano dell'alluminio secondario, delle sezioni dedicate che danno come prodotto finale un lingotto di rolling pronto ad essere impiegato per ricostruire il corpo della latta.

In figura è schematizzato un moderno impianto per il riciclaggio di lattine per bevanda che permette di trattare 50.000 tonnellate di UBCs all'anno (si veda figura 2.13);

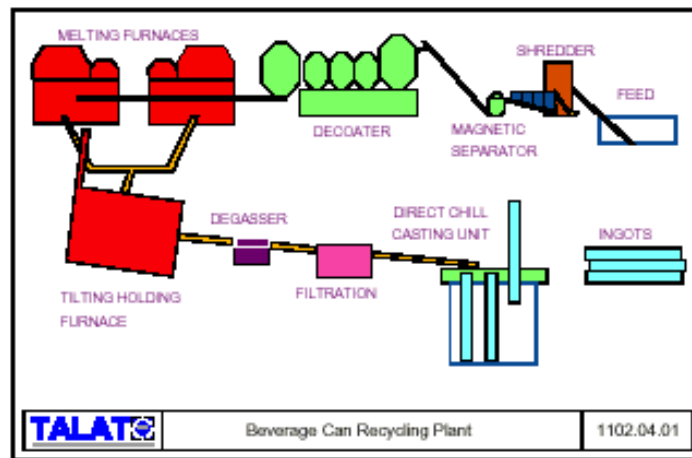


Figura 2.13 – Centrale per il riciclo delle lattine

2.9.2. La struttura dei raffinatori dell'alluminio secondario.

L'industria secondaria può essere integrata direttamente all'industria primaria o possono rappresentare realtà imprenditoriali indipendenti. A causa dell'alta variabilità del prezzo dello scarto dell'alluminio e del metallo primario e del mercato oscillante per le leghe da fonderia, i raffinatori devono essere molto flessibili sia nell'acquisto che nel vendere.

Alcuni paesi generano più scarto di quanto le industrie nazionali della fonderia possono assorbire. I raffinatori secondari in questi casi devono rivolgersi ai mercati esteri.

2.9.3. Tassi di riciclaggio.

Abbiamo già notato che il nuovo scarto dell'alluminio, essendo libero da contaminazioni e di composizione nota, ha un tasso di riciclaggio virtualmente del 100%. Il Calcolo dal tasso di riciclaggio dello scarto vecchio è più complicato e dipende dal tasso di utilizzo dei vari tipi di scarti. Ad esempio il recupero dello scarto dell'alluminio dalle automobili, potrebbe essere misurato in rapporto alle spedizioni del metallo della fonderia ai costruttori dei componenti dell'automobile durante l'anno in corso, o dato che la durata media di un'automobile è di 10/12 anni, si devono considerare spedizioni fatte 10 anni prima ?

L'industria secondaria calcola che viene recuperato il 63% dello scarto disponibile. All'interno dell'Europa ci sono circa 200 aziende che producono circa 1,7 milione tonnellate di prodotti secondari ogni anno.[10]

Capitolo 3

Leghe di alluminio: caratteristiche, proprietà e trattamenti

3.1. Introduzione

Pochi elementi in natura si prestano a costituire un numero così elevato di leghe come l'Alluminio. Quando si combina con altri elementi, le caratteristiche di questo metallo, che allo stato puro è tenero e duttile, cambiano radicalmente.

Basta un solo esempio: l'ossido di alluminio (Al_2O_3) o corindone (i cristalli trasparenti della migliore qualità sono più conosciuti come zaffiri e rubini), è la sostanza naturale più dura dopo il diamante, con durezza relativa 9 nella scala Mohs.

Tornando alle leghe metalliche, le peculiarità in comune per tutte sono:

- bassa temperatura di fusione compresa tra i 510 ed i 650°C;
- basso peso specifico, compreso tra 2,66 e 2,85 gr/cm³;
- elevatissima conducibilità elettrica e trasmissività termica;
- % di Alluminio maggiore del 95%;

Le differenze tra le diverse leghe sono straordinarie. La resistenza meccanica a trazione ad esempio varia dai 650 kg/cm² della 1080-0 ai 5.800 kg/cm² della 7075-T6 (rapporto di 8,9).

Il rapporto tra massa e caratteristiche meccaniche fanno sì che il materiale più utilizzato nelle industrie aerospaziali ed aeronautiche è oggi la lega di alluminio. La resistenza alla corrosione è altrettanto variabile da lega a lega. Per le leghe della serie 5000 e 6000, che nella denominazione commerciale italiana vanno sotto il nome di PERALUMAN ed ANTICORDAL questa caratteristica è classificata ai massimi livelli. Le leghe 2000 e 7000, rispettivamente AVIONAL ed ERGAL, sono invece classificate con resistenza alla corrosione da insufficiente a pessima.

Le leghe di alluminio da utilizzare in ambienti particolarmente corrosivi devono quindi appartenere al primo gruppo. Queste due leghe, che nella designazione internazionale

vengono oggi classificate come 5000 e 6000, hanno in comune la presenza del magnesio nella composizione chimica, che varia dall'1 al 5%. Con la presenza di altri elementi quali il silicio ed il manganese (che non superano mai l'1%), e soprattutto con trattamenti termici ed incrudimento, le caratteristiche tecnologiche vengono ottimizzate per raggiungere il massimo risultato nell'ambito della particolare applicazione. Nella figura che segue sono riportati le caratteristiche delle principali leghe di alluminio al variare degli elementi alleganti.

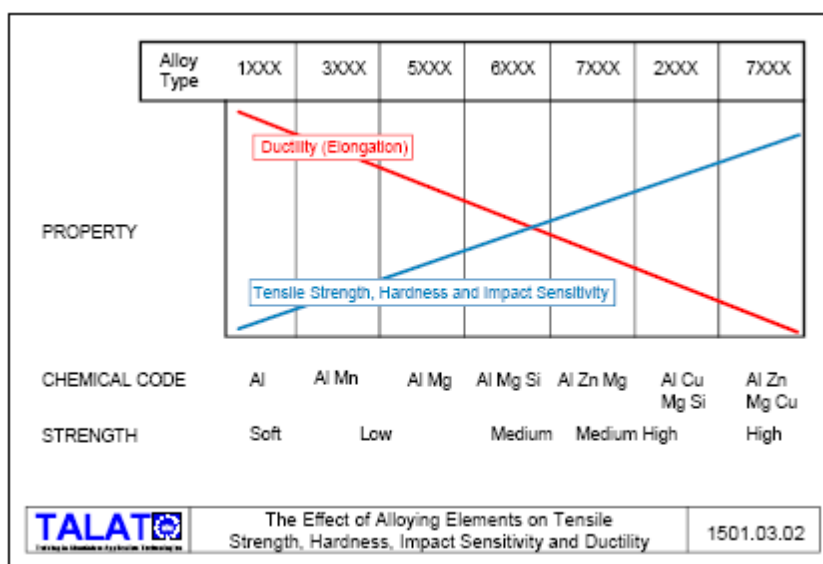


Figura 3.1 – Effetto degli elementi alliganti sulle proprietà meccaniche

3.2. Proprietà fisiche, meccaniche e tecnologiche

L'alluminio ottenuto dalle celle elettrolitiche, detto *alluminio di prima fusione*, ha un titolo compreso tra 99 e 99.9% (in media 99.5%). Questo costituisce il materiale di partenza per la produzione delle leghe di alluminio. L'alluminio raffinato a titolo elevato (o *di seconda fusione*) è invece destinato ad impieghi in campo decorativo, per la produzione di alcune leghe speciali o per applicazioni in cui il problema della corrosione sia particolarmente importante.

La tabella 3.1 mostra le peculiari proprietà di quattro tipi di alluminio puro: esso viene indicato col simbolo “AP” seguito da un numero, legato al titolo del metallo puro; ad esempio AP-5 indica un tipo di Al (tipo elettrico) puro al 99.5%.

I quattro tipi di Al considerati sono:

- 1) AP, ovvero un campione estremamente puro (99.99%);
- 2) AP-8, ovvero un metallo estremamente puro, ma di scarso interesse industriale (99.8%);
- 3) AP-5, tipologia di Al di purezza elettrica, adatto per realizzare conduttori elettrici (99.5%);
- 4) AP-0, è Al commercialmente puro, adatto agli usi più disparati (99%).

Proprietà (a 20°C)	Valori per campioni dei sottoindicati titoli :			
	99.996	99.8 (AP-8)	99.5 (AP-5)	99 (AP-0)
Temperatura di fusione (°C)	660.2	659	658	657
Calore latente di fusione (kJ/kg)	396	-	389	389
Calore specifico (J/kg·K)	929	921	921	921
Conducibilità termica (ricotto) (W/m·K)	221.9	209.3	209.3	209.3
Resistività (ricotto)	2.65	2,72÷2,76	2,74÷2,78	2,80÷2,95
Resistività (incrudito H70) (m·Ω·cm)	-	2,82÷2,88	2,83÷2,90	2,95÷3,05
Conducibilità elettrica (ricotto)	37,7	36,5	35,7	34,9
Idem incrudito a freddo	-	-	34,5	30,5
Idem getti (m/Ω·mm ²)	-	-	33,3	-
R _m (ricotto) (N/mm ²)	45	50÷80	70÷90	70÷100
Idem incrudito a freddo	110	110÷150	130÷180	140÷200
R _{s0.2} (ricotto) (N/mm ²)	15	20÷40	25÷50	25÷50
Idem incrudito a freddo (H70)	106	90÷150	120÷160	130÷170
Allungamento % A (ricotto)	48	40÷60	30÷55	30÷50
Idem incrudito a freddo (H70)	6	4÷10	4÷9	4÷8
Idem getti	-	-	20÷30	-
HB (0.102P=5D ²)	16	15÷22	18÷25	20÷27
Idem incrudito a freddo (H70)	27	30÷40	35÷45	40÷50
Idem getti	14	20	35	38
E (N/mm ²)	67000	68000	69000	70000
G (N/mm ²)	27000	27000	27000	27000

Tabella 3.1 - Proprietà dell'alluminio puro.

Il grado delle impurezze di diversa natura che possono essere tollerate nelle varie tipologie di alluminio dipende ovviamente dallo scopo per cui il metallo viene prodotto.

Le proprietà fondamentali dell'alluminio sono:

- a) ottima conducibilità elettrica σ_{el} e termica k ;
- b) basso peso specifico;
- c) resistenza alla corrosione (si passiva con Al_2O_3).

Gli andamenti di k e della σ_{el} sono paragonabili, nel senso che se un elemento di impurezza fa calare le proprietà elettriche, in generale, fa diminuire anche quelle termiche.

Per quanto riguarda la conduttività termica (elettrica), si può valutare l'influenza delle principali impurezze presenti nell'alluminio su di essa, tenendo conto del fatto che ciascun elemento esercita una diversa influenza. Questi si dividono in :

- elementi con minimo effetto su k : Ni, Si, Zn, Fe;
- elementi con medio effetto su k : Cu, Ag, Mg;
- elementi che influenzano molto k : Ti, V , Mn, Cr.

Di particolare importanza, per quello che riguarda la conducibilità termica, è il rapporto Fe/Si: si è infatti verificato sperimentalmente che per garantire la massima conducibilità termica nell'alluminio tale rapporto deve mantenersi costante e pari a 1.5; in caso contrario la conducibilità cala vistosamente. Questo comportamento si deve alla formazione di un composto intermetallico, che se presente in fase dispersa nella lega (e per questo serve una certa quantità di Fe), sottrae una certa quantità di impurezze migliorando k ; in caso contrario questo miglioramento non si ottiene.

Il peso specifico rappresenta un secondo punto cruciale per l'alluminio e le sue leghe, e quindi sarà bene valutare come la presenza di impurezze fa variare il peso specifico nell'alluminio puro. Come in precedenza gli elementi si dividono in base allo loro capacità di alzare o di abbassare il peso specifico dell'Al:

- elementi che alzano il peso specifico: Pb, Cu, Ni, Fe, Mn , Zn;
- elementi che abbassano il peso specifico: B, Si, Be, Mg, Li.

La proprietà dell'alluminio di passivarsi, ossia di ricoprirsi di un leggero strato di ossido (Al_2O_3) estremamente aderente ed impermeabile, lo protegge da un ulteriore attacco e quindi dalla corrosione. Uno strato più spesso e di notevole durezza si può creare elettroliticamente. In generale la resistenza alla corrosione, e quindi la tendenza a passivarsi, è proporzionale al grado di purezza dell'alluminio.

Passiamo ora ad analizzare le proprietà meccaniche dell'alluminio: nella tabella 3.2 sono segnalate le principali caratteristiche dell'alluminio e di una delle sue leghe (esattamente la G-AlSi2MnMg) insieme a quelle di altri materiali, citati per confronto.

	Unità di misura	Al	G-AlSi2MnMg	Mg	Cu	Fe	Ti
Densità (δ)	kg/m ³	2700	2640	1660	8720	7730	4410
Coefficiente medio di dilatazione termica lineare λ	nm/m·K	24	23	26	16.5	12	8.5
Conducibilità termica k	W/m·K	235	167	160	400	80	22
Carico di rottura (di snervamento) R_m (R_s)	MPa	70 (30-40)	230-300 (200-280)	180	50	250	540 (280)
Allungamento % A_5	%	50	1-3	10	50	50	20
Durezza Brinell	HB	18	90-105	35	87	60	72
Modulo di elasticità E	MPa	67500	72000	42000	130000	210000	107500
Resistenza specifica (R_m/δ)	Pa/(kg/m ³)	2.6E4	10E4	11E4	5.7E3	3.2E3	12E4

Tabella 3.2 - Proprietà fisiche e meccaniche di alcuni metalli.

Date le caratteristiche meccaniche mediocri l'alluminio puro trova assai scarse applicazioni come materiale da costruzione: l'unico modo per aumentare le proprietà meccaniche dell'alluminio commercialmente puro è l'incrudimento. Largamente impiegate sono invece le sue leghe, comunemente indicate come *leghe leggere*, che presentano in genere proprietà nettamente superiori a quelle del metallo puro e le cui caratteristiche possono essere spesso ancora migliorate attraverso opportuni trattamenti termici (si passa da valori di $50\div 170$ MPa per R_m dell'alluminio commercialmente puro, a valori di $500\div 600$ MPa per R_m delle leghe). Si arriva quindi ad avere le proprietà tipiche degli acciai comuni, risparmiando in peso (e quindi migliorando in efficienza). Queste leghe, similmente al metallo puro, possiedono basso peso specifico e, generalmente, buona conducibilità termica. In virtù però dell'elevata resistenza raggiungibile presentano, a differenza del metallo puro, una resistenza specifica particolarmente elevata: ad esempio, si evince la superiore resistenza specifica allo snervamento per unità di massa della lega di alluminio sopraccitata G-AlSi2MnMg 6061-T6 ($10E4$) rispetto a quella media di un normale acciaio (circa $7E4$).

Il modulo elastico delle leghe di alluminio dipende dagli elementi contenuti: Ni, Fe, Cu, Si, Mn danno luogo ad un aumento del modulo di Young nella lega, proporzionale al rispettivo modulo E. Il magnesio, che normalmente fa diminuire il modulo elastico della lega, ha effetto opposto qualora questa venga sottoposta a particolari trattamenti.

È inoltre da segnalare che, in virtù del tipo di reticolo caratteristico dell'alluminio, esso presenta un comportamento favorevole per gli impieghi a bassa temperatura. Al diminuire dalla temperatura, infatti, la resilienza (l'energia immagazzinabile a rottura) sia dell'alluminio che delle sue leghe, non varia apprezzabilmente mentre la duttilità e la

resistenza meccanica crescono per quasi tutti i materiali.

Risulta essere notevole anche il coefficiente di dilatazione termica lineare (doppio di quello del ferro) al quale occorre rivolgere la massima attenzione quando siano da realizzare accoppiamenti con materiali diversi esposti a variazioni termiche.

L'alluminio, e le sue leghe in varia misura in funzione dei leganti introdotti, presenta notevoli caratteristiche di imbutibilità, duttilità, malleabilità: esso cioè si presta in modo particolare a tutte le operazioni di lavorazione plastica sia a freddo che a caldo. Così i lingotti ottenuti in fonderia possono essere estrusi a barre, profilati o tubi, o laminati a caldo per ottenere lamiere o altre forme anche di grosso spessore. Gli estrusi possono essere trafilati a freddo fino ad ottenere le dimensioni desiderate. Così pure i laminati possono essere ulteriormente lavorati, ma a freddo, fino a raggiungere anche spessori di qualche millesimo di millimetro.

Altre operazioni di formatura, alle quali si presta l'alluminio senza difficoltà sono: a caldo, la fucinatura e lo stampaggio; a freddo, l'imbutitura e l'estrusione per urto.

La lavorazione all'utensile dell'alluminio non presenta difficoltà: devono però essere impiegate velocità di taglio elevate, per cui si richiedono macchine robuste.

La colabilità dell'alluminio, e in particolar modo delle sue leghe, è tale che questi metalli costituiscono una classica categoria di materiali da fonderia. A questo processo tecnologico, in virtù anche del maggior coefficiente di ritiro che esso presenta (1.8% analogo all'acciaio), l'alluminio puro si presta meno delle sue leghe.

La caratteristica tecnologica meno vantaggiosa di questo materiale, collegata alla sua affinità per l'ossigeno ed alle caratteristiche del suo ossido, è la non buona saldabilità, sicché l'unione di lamiere di alluminio è tuttora eseguita preferenzialmente tramite

chiodatura o rivettatura.

3.2.1. Leghe di alluminio

Le limitate caratteristiche meccaniche che l'alluminio di prima fusione presenta possono essere notevolmente incrementate tramite l'aggiunta, anche in piccole percentuali, di elementi di lega.

Pur essendo numerosi i metalli con sufficiente affinità ed in grado di formare leghe con l'alluminio (ad es.: Ag, Cu, Si, Mg, Mn, Fe, Ti, Ni, Zn, Sn, Be, Cr), solo alcuni di essi trovano applicazioni come veri e propri leganti.

Sono da considerare *leganti* quegli elementi che caratterizzano la lega, ossia ne determinano e ne definiscono le proprietà (meccaniche, fisiche, ecc.) e le peculiarità.

In pratica, i leganti dell'alluminio sono: Cu, Si, Mg, Zn e Mn. Essi possono essere aggiunti singolarmente per formare leghe binarie, o abbinati ad altri per formare leghe complesse.

Di recente messa a punto è anche una lega avente come legante il litio (Li): tale lega, che presenta caratteristiche di grande interesse tecnico, è attualmente allo stadio delle prime applicazioni sperimentali e di caratterizzazione.

Altri elementi possono essere aggiunti alle leghe di alluminio per modificarne o migliorarne le proprietà o le caratteristiche, con funzione quindi di *correttivi*. Tali elementi, pur non essendo necessari per definire le peculiarità tecniche di una lega, sono introdotti per ottenere modifiche strutturali, fisiche o tecnologiche come l'affinazione del grano, la neutralizzazione di alcune impurità nocive, l'innalzamento della temperatura critica di ricristallizzazione, il miglioramento della lavorabilità all'utensile, l'incremento di resistenza ad elevata temperatura. Fra gli elementi utilizzati come correttivi nelle leghe di alluminio si

ricordano: Mn, Fe, Ni, Ti, Sn, Cr, B, Zr. Tranne alcune eccezioni di scarsa rilevanza, tutti gli elementi metallici sono completamente solubili nell'alluminio allo stato liquido.

I vari elementi destinati alla preparazione di leghe binarie o complesse possono essere aggiunti sostanzialmente in due modi:

1. per introduzione diretta dell'elemento nell'alluminio fuso;
2. per introduzione nell'alluminio fuso di una lega sempre di alluminio, generalmente binaria, precedentemente realizzata e contenente il legante nella massima percentuale possibile, compatibilmente con la temperatura di fusione conseguente. Questa lega è detta "*lega madre*".

Il primo metodo è impiegato per quegli elementi che presentano punto di fusione inferiore o uguale a quello dell'alluminio, ossia Sn, Zn, Mg. Oltre a questi, questa tecnica è impiegata anche per il silicio che, pur presentando un punto di fusione assai più elevato (1414°C) dell'alluminio, viene introdotto e rapidamente si discioglie in alluminio surriscaldato (800-850°C).

Il secondo metodo viene applicato per tutti gli elementi che, pur disciogliendosi egualmente nell'alluminio fuso, in ragione principalmente della loro elevata temperatura di fusione, presentano una velocità di dissoluzione piuttosto bassa.

La lega madre può essere ottenuta con diversi sistemi:

- introduzione di Al solido in legante fuso;
- introduzione di legante solido in Al fuso;
- miscela di liquidi di Al e di legante;
- riduzione con Al di un composto del legante.

La lega madre risultante, indipendentemente dal metodo di fabbricazione, deve presentare

alcune caratteristiche essenziali per il suo impiego nella costruzione della lega d'alluminio finale. Essa deve avere infatti punto di fusione prossimo a quello dell'alluminio ed una struttura omogenea, quanto più possibile esente da segregazioni e dotata di stabilità chimica. Quando la lega madre si presenta fragile sono evidentemente facilitate le operazioni pratiche di dosaggio. I vari elementi precedentemente ricordati esplicano la loro azione sia sulle caratteristiche fisiche, chimiche e meccaniche della lega, sia sulle caratteristiche tecnologiche: ad esempio influiscono sulla colabilità per variazione della fluidità del liquido, della fragilità di ritiro o dell'entità del ritiro di solidificazione.

Le leghe di alluminio possono essere utilizzate sottoforma di getti oppure di semilavorati per deformazione plastica. In ogni caso esse provengono dalla fusione (con l'aggiunta dei leganti e dei correttivi previsti) e successiva colata in forme opportune.

La lega primaria fusa viene colata in pani se destinata alla fonderia, o in lingotti o placche se destinata alle lavorazioni plastiche: tali ultime forme possono essere ottenute per colata in lingottiere metalliche (ricordiamo che per la fusione di 1000 kg di alluminio è necessaria una energia equivalente di 300 kWh). Tuttavia, per motivi economici e di produttività, attualmente è utilizzato soprattutto il metodo della colata (continua o semicontinua) in acqua: tale sistema presenta anche alcuni vantaggi tecnici quali una minor dimensione dei grani del lingotto, dato il rapido raffreddamento, una più fine dispersione dei componenti e la riduzione delle porosità e dei ritiri; per contro, aumentano i pericoli legati all'insorgere di cricche nel lingotto.

Le leghe di alluminio di impiego industriale vengono correntemente suddivise in due grandi categorie:

- leghe da lavorazione plastica;

- leghe da fonderia.

Tale distinzione, associata alle tecnologie di trasformazione, è solo in parte giustificata teoricamente, in quanto essa risponde soprattutto a criteri pratici: così nel primo gruppo sono comprese leghe destinate a lavorazioni per deformazione plastica sia a caldo che a freddo (laminazione, fucinatura, trafilatura, estrusione, imbutitura, ecc.) mentre nel secondo gruppo rientrano leghe destinate alla realizzazione di getti per colata in terra, in forma metallica o sotto pressione. A queste distinzioni, come si vedrà più in dettaglio nei successivi paragrafi, si sovrappongono altri criteri di classificazione.

3.2.2. Classificazione delle leghe di alluminio: generalità

Come accennato in precedenza, le leghe di alluminio vengono comunemente classificate in funzione della trasformazione tecnologica cui sono destinate: da lavorazione plastica o da fonderia.

A tale suddivisione, si sovrappongono altri criteri di classificazione:

- in base alla composizione chimica;
- in funzione dell'attitudine al trattamento di bonifica;
- in relazione all'impiego specifico cui sono destinate.

Con riferimento al primo criterio, le leghe sono suddivise in funzione del legante, il quale, appositamente aggiunto, conferisce alla lega particolari proprietà che poi la caratterizzano.

Ne derivano le seguenti classi di leghe:

- *Leghe Al-Si* (e derivate Al-Si-Mg, Al-Si-Cu, ecc.): caratterizzate da buona colabilità;
- *Leghe Al-Cu* (e derivate Al-Cu-Mg, Al-Cu-Si, ecc.): caratterizzate da alta

resistenza meccanica, in particolar modo a caldo;

- *Leghe Al-Mg* (e derivate Al-Mg-Mn, Al-Mg-Si): caratterizzate da buona resistenza alla corrosione, attitudini alle lavorazioni plastiche e all'utensile e ottima saldabilità;
- *Leghe Al-Zn* (e derivate): caratterizzate da notevoli proprietà ad alta temperatura;
- *Leghe Al-Sn*: caratterizzate da proprietà antifrizione;
- *Leghe Al-Mn-Ni*: caratterizzate da elevate proprietà ad alta temperatura;
- *Leghe Al-Mn* (e Al-Mn-Mg): caratterizzate da buona lavorabilità per deformazione plastica.

In base al secondo criterio di classificazione, le leghe possono essere suddivise in:

- *leghe bonificabili*;
- *leghe non bonificabili*.

Ciò deriva dalla disponibilità o meno delle leghe ad essere indurite tramite un opportuno trattamento termico chiamato appunto *bonifica*. Nel caso di leghe non bonificabili, incrementi di durezza sono possibili solo tramite lavorazioni plastiche a freddo o più in generale tramite incrudimento del materiale.

Le leghe non suscettibili di bonifica, sono quelle contenenti magnesio, manganese, silicio, insieme all'alluminio puro: il calore generato dalla saldatura, potrebbe annullare gli effetti di incrudimento, causando un abbassamento della durezza delle zone che subiscono l'alterazione termica. Le leghe bonificabili (trattate in maniera più approfondita nel seguito), invece, possono trarre giovamento da un trattamento termico, e gli effetti termici della saldatura possono favorire in certi casi un ulteriore incremento di durezza.

In relazione agli impieghi caratteristici delle varie leghe è possibile la seguente classificazione:

- *leghe per usi generali*: impiegate laddove prevalgono esigenze di carattere fisico-meccanico;
- *leghe resistenti a caldo*: destinate alla realizzazione di componenti per i quali si prevede un utilizzo a temperature superiori a quelle normali (al di sopra dei 100°C);
- *leghe resistenti alla corrosione*: utilizzate per la realizzazione di componenti per i quali è previsto un impiego in ambienti particolarmente aggressivi;
- *leghe per usi speciali*: previste per l'impiego in casi del tutto particolari e specifici (leghe antifrizione, per bruciatori, ecc.).

Si può inoltre menzionare il fatto che, così come avviene per gli acciai, i vari produttori attribuiscono un proprio nome alle diverse leghe.

3.2.3. Designazioni convenzionali

La UNI classifica le leghe per getti e da lavorazione plastica indicandole rispettivamente tramite le lettere “G” o “P”, secondo le definizioni che verranno ora precisate, seguite da una simbologia legata ai vari leganti (ed eventuali elementi correttivi aggiunti) ed al loro tenore. I vari tipi di lega sono individuati dall'elemento preponderante, mentre la presenza di altri elementi correttivi determina poi, nell'ambito del singolo tipo, il genere della lega. Attualmente i vari elementi di alligazione vengono indicati col loro simbolo chimico; nel passato, invece, si utilizzavano dei simboli convenzionali come di seguito indicato.

Elemento	Alluminio	Antimonio	Berillio	Cobalto	Cromo	Ferro	Magnesio
Simbolo chimico	Al	Sb	Be	Co	Cr	Fe	Mg
Simbolo convenzionale	A	B	L	K	R	F	G

Manganese	Nichel	Piombo	Rame	Silicio	Stagno	Titanio	Vanadio	Zinco
Mn	Ni	Pb	Cu	Si	Sn	Ti	V	Zn
M	N	P	C	S	E	T	V	Z

Tabella 3.3 – Designazioni convenzionali.

3.2.3.1. Designazione delle leghe leggere da fonderia (UNI 3039)

Ai fini della designazione, le leghe leggere da fonderia si classificano in:

- Leghe allo stato di pani o lingotti;
- Leghe allo stato di getti.

Le leghe allo stato di pani o di lingotti, sono leghe che provengono direttamente da alluminio di prima fusione a cui, con l’aggiunta di leghe madri, sono stati aggiunti altri elementi a seconda del tipo di lega.

Esse, destinate ad essere rifuse per fabbricare getti, sono designate con la lettera “B”, seguita dai simboli chimici degli elementi che caratterizzano la lega, nonché da un numero che indica la percentuale dell’elemento aggiunto ritenuto più rilevante.

Le leghe allo stato di getti, invece, sono leghe provenienti dalla rifusione di leghe in pani e quindi colate in pezzi della forma definita.

Esse, a seconda del tipo di forma in cui sono colate, sono designate con le seguenti sigle iniziali:

- G_S , per i getti colati in sabbia;
- G_C , per i getti colati in conchiglia;
- G_P , per i getti colati a pressione.

A questa sigla iniziale si fa quindi seguire le sigle degli elementi chimici che caratterizzano la lega e la relativa percentuale, analogamente a quanto stabilito per le leghe in pani o lingotti.

Oltre a ciò, la designazione può essere completata dalle seguenti lettere, a seconda del trattamento termico subito dal getto:

- R, per la ricottura;
- B, per la bonifica;
- T, per la tempra con raffreddamento in acqua;
- Tb, per la tempra con raffreddamento in acqua bollente;
- To, per la tempra con raffreddamento in olio;
- Ta, per la tempra con raffreddamento in aria soffiata;
- N, per invecchiamento naturale dopo la tempra;
- A, per invecchiamento artificiale dopo la tempra.

Così, ad esempio, l'indicazione $G_C\text{-AlCu4NiMgTi-TA}$, in base a quanto sopra detto, individua una lega grezza di colata in conchiglia, contenente il 4% di rame, nichel, magnesio e titanio, temprata ed invecchiata artificialmente.

Oltre a questo tipo di indicazione, per le leghe da fonderia, si fa cenno ad un sistema di designazione ANSI di tipo numerico (ripreso dalla UNI 7426): secondo questo metodo la lega viene indicata tramite quattro cifre le quali incorporano una separazione decimale la cui funzione è quella di identificare la forma del semilavorato, ossia se esso è in forma di

getto o di lingotto.

La prima cifra indica il gruppo di appartenenza della lega in base alla composizione chimica, e quindi in base al legante principale, secondo il seguente schema:

- 1xx.x Alluminio in percentuale $\geq 99.00\%$;
- 2xx.x Rame;
- 3xx.x Silicio, con aggiunta di rame e/o magnesio;
- 4xx.x Silicio;
- 5xx.x Magnesio;
- 6xx.x Magnesio+Silicio;
- 7xx.x Zinco;
- 8xx.x Stagno;
- 9xx.x Altri elementi;

In figura seguente sono riportate le designazioni delle principali leghe di alluminio:

Aluminium Alloy Designation System (CEN)					
		Major alloying element	Atoms in solution	Work hardening	Precipitation hardening
WROUGHT ALLOYS*) EN AW-	1XXX	None (min. 99.00% Al)		X	
	3XXX	Mn	X	X	
	4XXX	Si	X	X	
	5XXX	Mg	X	X	
	2XXX	Cu	X	(X)	X
	6XXX	Mg + Si	X	(X)	X
	7XXX	Zn	X	(X)	X
	8XXX	Other	X	(X)	X
					Non-heat treatable alloys
					Heat treatable alloys
CASTING ALLOYS*) EN AB- EN AC- EN AM-	1XXX0	None (min. 99.00% Al)			
	2XXX0	Cu			
	4XXX0	Si			
	5XXX0	Mg			
	7XXX0	Zn			
	8XXX0	Sn			
	9XXX0	Master Alloys			

Sources: according to EN 573; prEN 1780

*) letters preceding the alloy numbers have the following meaning
 EN = European Standard
 A = Aluminium
 B = Ingot
 C = Cast Alloy
 M = Master Alloy
 W = Wrought Alloy

TALAT Technology Aluminium Application Technologies	Aluminium Alloy Designation System	1501.03.01
---	------------------------------------	------------

Figura 3.2 – Designazioni delle leghe di Alluminio

Per le leghe dalla 2xx.x alla 8xx.x, il gruppo di lega è determinato dal legante presente in percentuale maggiore, eccetto il caso in cui la composizione esistente qualifica la lega come una modificazione di una precedente lega già designata. Se la percentuale maggiore è comune a più di un elemento legante, il gruppo della lega è determinato dall'elemento che viene prima nella sequenza.

Le seconde due cifre individuano la specifica di lega di alluminio o, nel caso di alluminio non legato (seri 1xx.x) la purezza.

L'ultima cifra, divisa dalle altre tramite un separatore decimale, indica la forma del semilavorato: "0" se trattasi di getto, "1" se di lingotto.

Le modificazioni della lega originaria o i limiti di impurezze per l'alluminio non legato, sono indicate da lettere che precedono le quattro cifre di designazione. Le lettere sono date in ordine alfabetico partendo dalla lettera A ma omettendo la I, la O, la Q e la X. Quest'ultima in particolare è riservata alle leghe sperimentali. Come nel caso precedente è possibile aggiungere indicazione sull'eventuale trattamento termico.

Per le leghe da fonderia, non esiste ancora una designazione internazionale utilizzata in tutti i Paesi: negli USA, ad esempio, esistono tre diverse normative (TM, SAE, AMS) basate su criteri diversi.

3.2.3.2. Designazione delle leghe da lavorazione plastica (UNI 3565)

Le leghe leggere da lavorazione plastica, ai fini della designazione, si classificano in:

- leghe allo stato grezzo (pani, lingotti, placche, ecc.);
- leghe allo stato semilavorato (laminati, estrusi, fucinati, stampati, trafilati).

Leghe allo stato grezzo sono leghe provenienti direttamente dall'alluminio di prima

fusione, a cui sono stati aggiunti altri elementi chimici e destinate ad essere sottoposte a lavorazioni plastiche a freddo e a caldo. Esse si designano con la lettera iniziale “P”, seguita dai simboli degli elementi chimici che caratterizzano il tipo di lega.

Leghe allo stato semilavorato, sono quelle che hanno già subito delle deformazioni plastiche, per cui si designano con le seguenti lettere iniziali:

- P_L, per le leghe in forma di laminati;
- P_E, per le leghe in forma di estrusi;
- P_F per le leghe in forma di fucinati;
- P_T, per le leghe in forma di trafilati;
- P_S, per le leghe in forma di stampati.

Alle lettere iniziali si fanno poi seguire, analogamente alle leghe allo stato grezzo, i simboli chimici degli elementi caratterizzanti la lega con la percentuale dell'elemento più importante.

Infine, anche per queste leghe la designazione può essere completata con le indicazioni del trattamento termico subito, usando le sigle già viste in precedenza.

Per le leghe da lavorazione plastica può inoltre essere presente, a differenza delle leghe da colata, l'indicazione del grado di incrudimento convenzionale segnalato dalla lettera “H” seguita da un numero a due cifre indicante il grado percentuale di incrudimento. Così ad esempio, la designazione P_T-AlSi1Mg-TAH20 individua una lega di alluminio con l'1% di silicio, contenente magnesio, trafilata, temprata in acqua ed invecchiata artificialmente e quindi incrudita del 20%.

Anche per le leghe da lavorazione plastica si fa cenno alla designazione numerica, vista la larga diffusione che questa ha nella pratica. Ci riferiamo alla designazione convenzionale

della Aluminum Association (A.A.) americana, un organo associativo fra fabbricanti di alluminio e sue leghe.

Considerato che l'alluminio tecnico contiene sempre impurezze di vario genere (Fe, Si, ecc.) sottoforma di composti generalmente poco solubili, e che in certi casi alcuni elementi sono presenti in piccola quantità per motivi particolari e specifici, esso viene considerato, nello schema seguente, alla stregua di una lega.

Il sistema di designazione convenzionale elaborato dalla A.A. prevede l'individuazione del tipo di lega leggera o di alluminio tecnico mediante un numero di quattro cifre significative:

- 1xxx: individua l'**alluminio puro o tecnico**, con percentuale uguale o superiore al 99.00%.
- 2xxx: individua come alligante principale il **rame** (Al-Cu, Al-Cu-Mg, Al-Cu-Mg-Si). Principale esponente di questa classe è la lega 2024 (UNI 3565 AlCu4Mg1) che ha come elementi di alligazione : 4.5% Cu, 1.5% Mg e 0.6% Mn.
- 3xxx: individua come elemento principale di alligazione il **manganese** (Al-Mn, Al-Mn-Mg, Al-Mn-Si) e trova svariati impieghi per lavorazioni plastiche. Le leghe al manganese presentano elevate temperature di rammollimento e fusione, ed hanno buone doti di formabilità nella fabbricazione di lamiere ad elevato allungamento.
- 4xxx: individua come alligante principale il **silicio** (Al-Si) che è, dopo il ferro, l'impurezza più importante dell'alluminio puro.
- 5xxx: il principale elemento di alligazione è il **magnesio** (Al-Mg), che

conferisce alla lega particolari doti di resistenza alla corrosione.

- 6xxx: costituisce un ibrido tra la 4xxx e la 5xxx, in quanto i principali elementi di alligazione sono **magnesio e silicio** (Al-Mg₂-Si). Tale classe è idonea ai trattamenti termici con lo scopo di realizzare la formazione desiderata di precipitati, tali da migliorare le caratteristiche meccaniche. La più diffusa di tale classe è la lega 6061 (P-AlMg1SiCu 0.60% Si, 0.30% Cu, 0.20% Cr) che contiene anche del rame, per migliorarne ulteriormente le caratteristiche meccaniche, e del cromo per controllarne la struttura intergranulare. Tale lega costituisce un ottimo compromesso tra caratteristiche meccaniche, saldabilità e resistenza meccanica, rendendola idonea alla lavorazione plastica, ai trattamenti termici e all'utilizzo strutturale.
- 7xxx: il principale alligante di questa classe è lo **zinco** (Al-Mg-Zn₂ e complesso Al-Mg-Zn-Cu), che ha lo scopo di migliorare la resistenza e la durezza dell'alluminio puro. Con l'aggiunta di altri alliganti (Mg, Cu, Cr) si evitano i problemi di bassa resistenza a corrosione e a caldo. Tali leghe, come la 7075, hanno una buona lavorabilità all'utensile e sono in genere autotemperanti, ossia induriscono per invecchiamento naturale. Ciò consente loro di recuperare, anche senza ulteriore trattamento termico, fino all'80% delle caratteristiche originali nella zona termicamente alterata della saldatura. Questo richiede periodi piuttosto lunghi (fino a tre mesi): se la giunzione saldata è sottoposta ad un nuovo invecchiamento artificiale, il ripristino delle caratteristiche meccaniche originarie può essere completo. Un grosso problema di queste leghe è la pessima saldabilità, ancora peggiore di quella delle 2xxx,

imponendone di fatto i collegamenti mediante rivettatura, con l'insorgere di lesioni per fatica nonché di inevitabili irregolarità e discontinuità dimensionali della superficie nelle zone interessate dal collegamento.

- 8xxx: questa classe comprende quali principali elementi di alligazione lo **stagno** (Al-Sn), per ottenere leghe con basso coefficiente d'attrito (leghe antifrizione indicate come Lubral), oppure, più importante, il **litio** (Al-Li), ottenendo straordinarie caratteristiche meccaniche e ottima resistenza criogenia (alle basse temperature).
- 9xxx: leghe particolari.

Secondo tale schema, la prima cifra del numero che individua la lega si riferisce al gruppo di appartenenza.

La seconda cifra definisce le eventuali varianti della lega originaria cui è riservato il numero "0": è quindi riservata alla individuazione della composizione chimica.

Le ultime due cifre individuano le singole leghe comprese nell'ambito del gruppo.

Per il primo gruppo, invece, le ultime due cifre indicano il grado di purezza dell'alluminio: ad esempio, la lega 1050 corrisponde ad un alluminio tecnico contenente il 99.50% di alluminio.

3.3. Leganti dell'alluminio di maggior interesse

In seguito si analizzeranno i più diffusi leganti dell'alluminio tra cui:

- Rame
- Silicio
- Magnesio

3.3.1. Rame

Bisogna distinguere le leghe binarie, costituite solo da Al e Cu, dalle leghe complesse, dove il rame è l'elemento legante principale, accompagnato però da quantitativi minori di svariati altri elementi.

Il diagramma di equilibrio della lega Al-Cu è rappresentato nella figura 3.3, limitatamente alla parte di maggiore interesse per lo studio delle leghe di alluminio.

Questo diagramma, a due componenti, è la porzione di un tipico diagramma che riflette una miscibilità completa allo stato liquido e una miscibilità parziale allo stato solido.

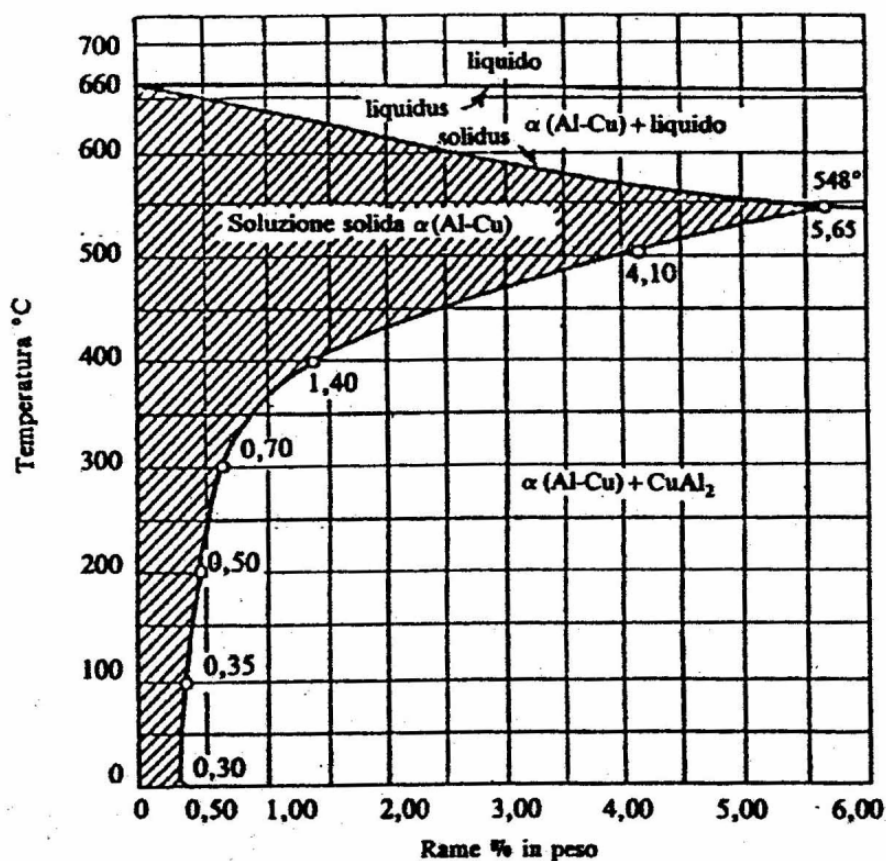


Figura 3.3– Diagramma di equilibrio (parziale) Al-Cu.

Il rame a temperatura ambiente presenta una solubilità nell'alluminio dello 0.30% e forma una soluzione solida monofasica denominata α . Al di sopra di tale percentuale, si forma una struttura mista di soluzione α e del composto CuAl_2 (contenente circa il 54% di Cu) estremamente fragile. Si ha un eutettico fra questo composto e la soluzione α per una concentrazione del 33% di Cu. Il CuAl_2 fonde alla temperatura di 548°C: a questa temperatura si ha ovviamente la massima solubilità del rame nell'alluminio (5.65%).

Il rame, data anche la forma del diagramma, forma leghe “bonificabili”. Dal punto di vista meccanico, la principale influenza del rame è un aumento della resistenza e della durezza (misura della deformazione plastica; elevata durezza = elevato snervamento) dipendente dalla quantità presente in lega. Questo effetto può essere praticamente sfruttato solo fino a tenori massimi di rame del 12% circa, in quanto al di sopra di tale valore la lega presenta una fragilità tale da rendere impossibile ogni applicazione pratica. La buona resistenza meccanica della lega col rame si mantiene anche a temperature elevate: per questo motivo le leghe di alluminio-rame sono utilizzate per impieghi a caldo, ossia a temperature superiori ai 100°C.

Caratteristica negativa di tali leghe è lo scadimento della resistenza alla corrosione, anche se il legante è contenuto in piccole percentuali. Inoltre, tali leghe sono caratterizzate da bassa saldabilità, tanto è vero che gli elementi strutturali sono solitamente collegati mediante rivettatura.

Per quanto riguarda le caratteristiche tecnologiche, il rame, se contenuto in tenori al di sotto del 2%, dà luogo ad una diminuzione della colabilità e ad un aumento della fragilità di ritiro. Questa sua influenza, però, si inverte quando il tenore di rame in lega supera il 5%. La lavorabilità all'utensile della lega migliora con la presenza del rame, così pure, e

specialmente quando trattasi di leghe bonificate, cresce la lucidabilità.

In generale il contenuto di rame nelle leghe da fonderia varia fra il 4 e il 10% (spesso vengono aggiunti altri elementi), mentre nelle leghe da lavorazione plastica non supera il 6%.

3.3.2. Silicio

Il silicio è uno dei più diffusi leganti dell'alluminio soprattutto in virtù delle particolari caratteristiche tecnologiche cui esso a luogo.

Come appare nelle figura 3.4, il silicio e l'alluminio allo stato liquido sono completamente miscibili, mentre la solubilità allo stato solido è assai scarsa a temperatura ambiente: essa raggiunge il massimo di 1.65% alla temperatura eutettica di 577°C.

Silicio e alluminio danno luogo a soluzioni solide di Si in Al (α) e di Al in Si (β) le quali presentano un eutettico $\alpha + \beta$ alla temperatura citata (577°C) per un tenore di silicio dell'11.7%.

Le leghe Al-Si non danno risultati pratici col trattamento di bonifica. La presenza in lega del silicio fa aumentare in proporzione le caratteristiche di resistenza e di durezza della lega, senza che si riduca sensibilmente la sua duttilità: una lega eutettica, ad esempio, è ancora sufficientemente tenace. Esso, inoltre, non ha rilevante influenza sulla resistenza alla corrosione della lega: a questo riguardo, i getti di lega Al-Si sono considerati di resistenza media.

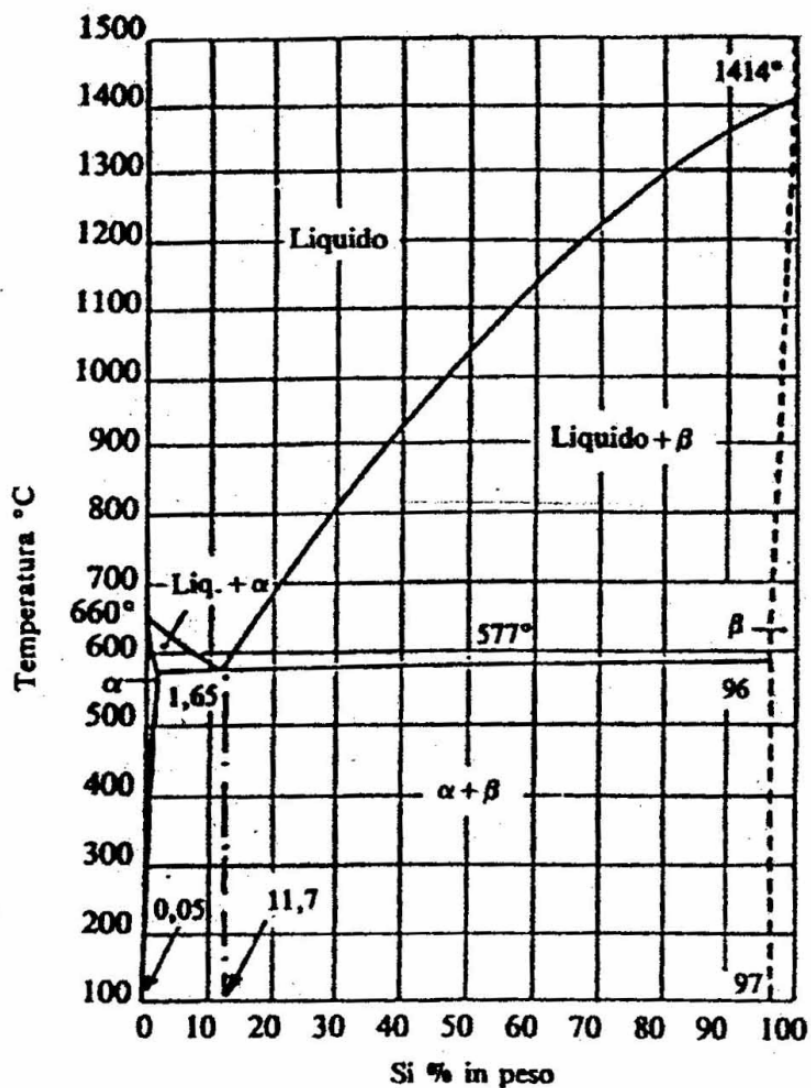


Figura 3.4 – Diagramma di equilibrio Al-Si.

La caratteristica preminente legata alla presenza di questo elemento è però l'alta colabilità, unita ad un sensibile abbassamento della fragilità di ritiro: questa consente di poter realizzare getti di disegno particolarmente complesso e vario, in quanto la particolare fluidità consente di raggiungere interstizi e spazi anche molto confinati.

Il silicio, d'altro canto, ha effetto sfavorevole nei confronti delle lavorazioni all'utensile.

Le leghe di comune impiego hanno tenori di silicio compresi fra il 2 e il 15%.

Le leghe Al-Si, in particolare quelle con tenori prossimi alla composizione eutettica, sono soggette ad un fenomeno particolare che va sotto il nome di “modificazione”, al quale si farà riferimento in seguito.

3.3.3. Magnesio

Il magnesio e l'alluminio sono completamente miscibili allo stato liquido. Il diagramma di stato del sistema binario Al-Mg è rappresentato nella figura 3.5. In esso è possibile rilevare che la solubilità del magnesio in alluminio a temperatura ambiente è del 2.95%, mentre la massima solubilità allo stato solido (15.3%) si registra a 451°C. Alluminio e magnesio, superando la solubilità allo stato solido dell'uno nell'altro, danno luogo a composti intermetallici corrispondenti alle formule:

- Al_3Mg_2 col 37% di Mg, indicato con β nel diagramma;
- Al_2Mg_3 col 57.7% di Mg, indicato γ nel diagramma.

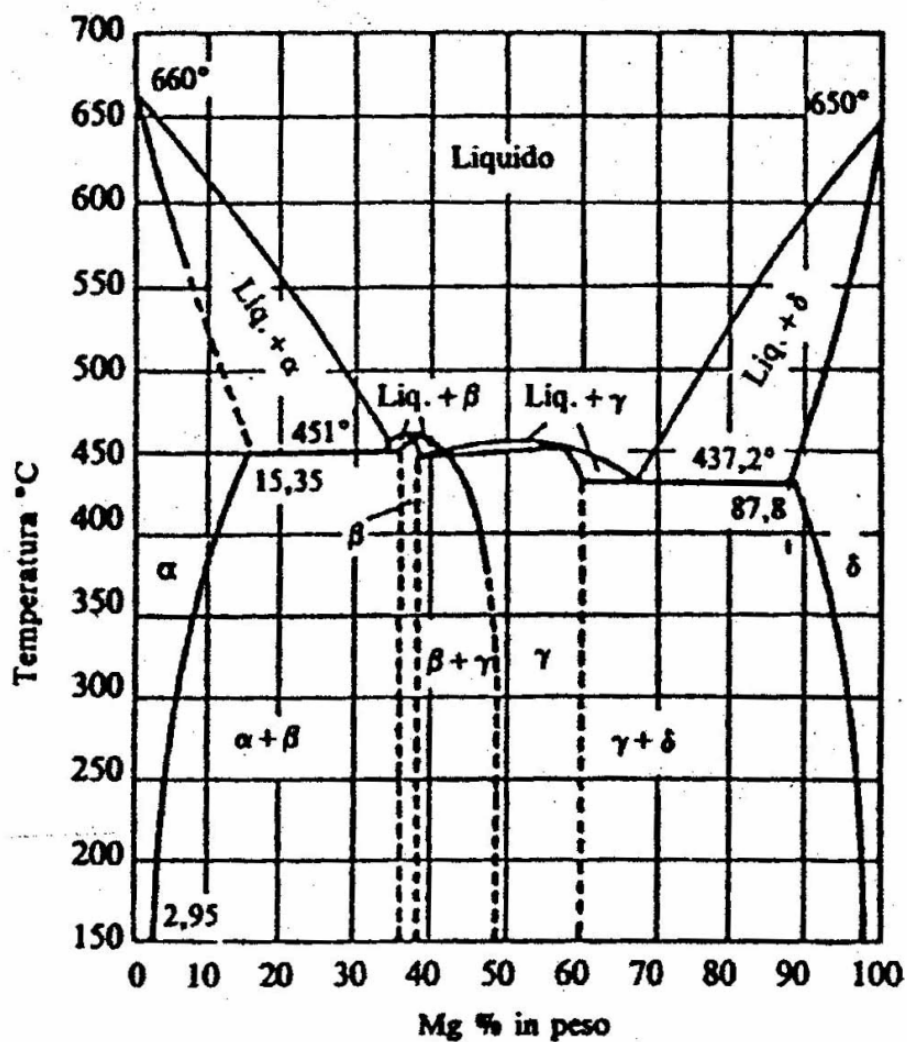


Figura 3.5 – Diagramma di equilibrio Al-Mg.

La forma del diagramma e la presenza di un composto intermetallico (β) suggerisce la possibilità di bonifica di questo tipo di leghe. In realtà, però, non si ottengono con tale trattamento apprezzabili miglioramenti.

Il magnesio conferisce alla lega particolari doti di resistenza alla corrosione: da questo punto di vista, si è riscontrato che tali leghe presentano caratteristiche migliori anche dell'alluminio puro in presenza di ambienti alcalini o in ambiente marino. Al fine di

migliorare le caratteristiche di resistenza alla corrosione di leghe contenenti tenori di magnesio superiori al 7%, alle volte viene eseguita una sorta di trattamento di tempra con lo scopo di ottenere una struttura soprassatura monofasica α . Ciò non comporta miglioramenti determinanti di caratteristiche meccaniche (in genere solo un lieve aumento del carico di rottura).

Le leghe Al-Mg presentano una buona resistenza a caldo, anche se inferiore a quella delle leghe Al-Cu, ed hanno particolari doti di duttilità e lavorabilità, per cui si prestano particolarmente alle giunzioni mediante saldatura, purché praticate in assenza di ossigeno (quindi con gas inerte). Fino a tenori del 10%, il magnesio produce un generale aumento delle caratteristiche meccaniche.

Il magnesio condiziona negativamente il processo di fusione: esso, infatti, aumenta l'ossidabilità della lega allo stato fuso, per cui i getti più facilmente possono inglobare ossidi. Oltre a ciò, tale legante può ossidarsi in maniera preferenziale durante il processo, dando luogo a variazioni di composizione della lega.

Oltre a questi difetti di carattere chimico, si registra in ogni caso una diminuzione della colabilità della lega ed un aumento della fragilità al ritiro. Ne risulta che le leghe contenenti tenori di magnesio superiori al 7% richiedono accurate tecniche da fonderia.

In linea generale le leghe da lavorazione plastica presentano un contenuto di magnesio che varia dall'1 al 5%, mentre quelle da fonderia dal 3 al 10%. In pratica, il magnesio viene introdotto in lega con l'alluminio fino a tenori massimi del 10-12%.

Il magnesio è un elemento assai utilizzato anche per la formazione di leghe ternarie con Cu, Si, Zn di grande impiego; in particolar modo la lega Al-Mg-Si costituisce una importante classe di leghe da trattamento termico, impiegabili sia in fonderia che in lavorazione

plastica, caratterizzate da elevate proprietà meccaniche associate a buona resistenza alla corrosione.

3.3.4. Zinco

Lo Zinco è, l'elemento che ha la solubilità più elevata nell'alluminio, e con esso forma un eutettico ad una concentrazione del 95% in peso di Zn alla temperatura di 382 °C: così, per quasi tutte le composizioni, si ha solidificazione di una soluzione solida primaria; al calare della temperatura il suo campo di stabilità crolla e si ha precipitazione di Zinco. Il diagramma di stato del sistema binario Al-Zn è rappresentato in figura 3.6.

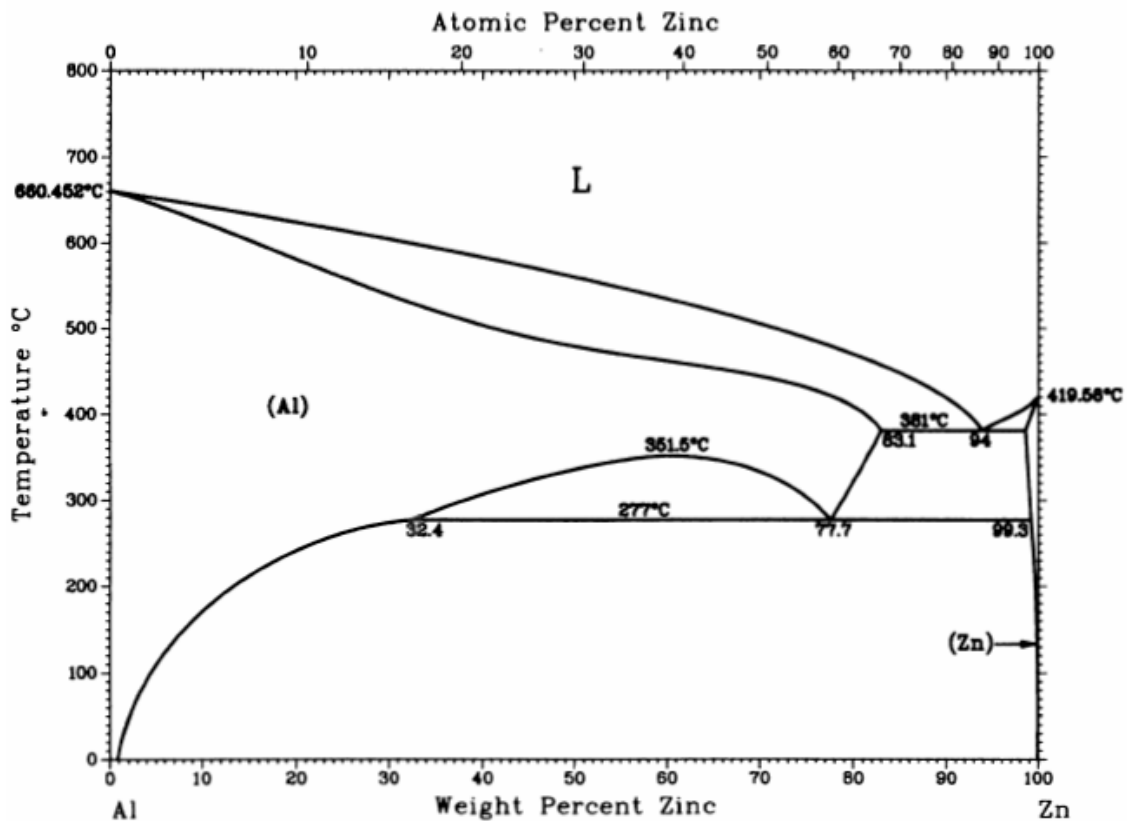


Figura 3.6 - Diagramma di equilibrio Al-Zn.

Generalmente le leghe binari Al-Zn non vengono usate, ma vengono preferite leghe Al-Zn-Mg. Si tratta di leghe da trattamento termico; queste leghe sviluppano le caratteristiche meccaniche più elevate tra le leghe d'Alluminio; lo Zinco aumenta la resistenza e la durezza, oltre a favorire l'autotemperabilità della lega. Le leghe Al-Zn-Mg, trattate termicamente, hanno la più elevata resistenza a trazione di tutte le leghe di alluminio.

Le leghe con le caratteristiche meccaniche più elevate possono presentare sensibilità a tensocorrosione; per questo motivo sono stati sviluppati trattamenti "stabilizzanti" specifici. Presentano buona lavorabilità alle macchine utensili e, nella maggior parte dei casi, scarsa saldabilità per fusione. Vengono utilizzate per strutture aeronautiche e di mezzi di trasporto, ed in generale per parti molto sollecitate

3.3.5. Caratteristiche della leghe Serie 6xxx

Nell'ambito di questo lavoro di tesi ci siamo occupati in particolare della lega 6056 appartenente alla famiglia delle leghe 6000 di cui riportiamo le principali caratteristiche.

I principali elementi di lega per la classe 6000 sono il magnesio ed il silicio, che si combinano assieme per formare un composto intermetallico, Mg_2Si , che sotto forma di precipitato conferisce resistenza a queste leghe. (fig. 3.7)

Le caratteristiche meccaniche che si ottengono sono abbastanza buone, anche se inferiori a quelli delle leghe 2000 e 7000. Le leghe serie 6000 sono definite a media resistenza meccanica, tuttavia presentano ottime caratteristiche di resistenza alla corrosione.

La ragione principale del notevole impiego risiede nel fatto che queste leghe presentano una buona formabilità e sono ottimamente lavorabili plasticamente in termini di estrudibilità e laminabilità. Sono anche perfettamente saldabili e si prestano bene alle

lavorazioni per asportazione di truciolo. Presentano tuttavia discreta difficoltà di trattamento termico, in quanto è molto ristretto il campo compositivo tale che tutto il contenuto previsto di Mg e Si possa essere solubilizzato e quindi sfruttato ai fini dell'indurimento per invecchiamento. Infatti al di là di certe quantità di Mg e Si, le frazioni eccedenti rimangono indissolte e legate nel composto Mg_2Si .

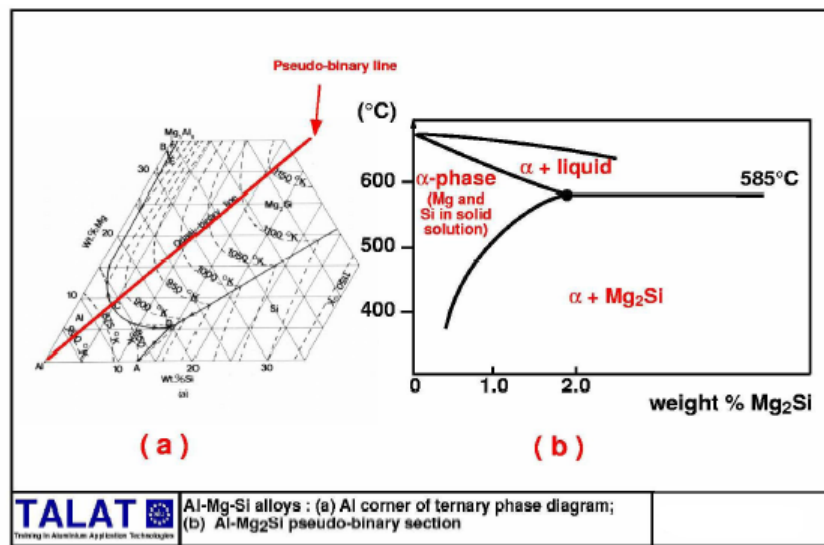


Figura 3.7– diagramma di stato leghe serie 6000

L'alluminio e il composto Mg_2Si formano di fatto un sistema quasi-binario, che divide il sistema ternario in due parti.

Alluminio e silicio formano un diagramma di fase con eutettico e presentano una certa solubilità in fase solida l'uno nell'altro. L'eutettico si trova a 577°C in corrispondenza di una percentuale di silicio dell'11,7 %.

Il silicio può essere presente nella lega in due forme differenti, la prima come risultato della precipitazione da una soluzione solida α e l'altra come prodotto della solidificazione diretta

del fuso. Non esistono invece composti intermetallici tra alluminio e silicio.

Le due forme sono cristallograficamente equivalenti, ma si differenziano nella forma e nella distribuzione. Il sistema alluminio-silicio non si trova all'equilibrio strutturale, al contrario sono praticamente sempre presenti fenomeni di coring della soluzione ricca di alluminio, che determinano la presenza di silicio isolato nella matrice

Alluminio, silicio e Mg_2Si formano un eutettico ternario contenente il 4,97% Mg e 12,95% Si alla temperatura di 555°C mentre alluminio, Mg_2Si e Mg_2Al_3 formano un eutettico alla temperatura di 451°C con lo 0,37% Si e il 33,2 % Mg.(fig 3.8)

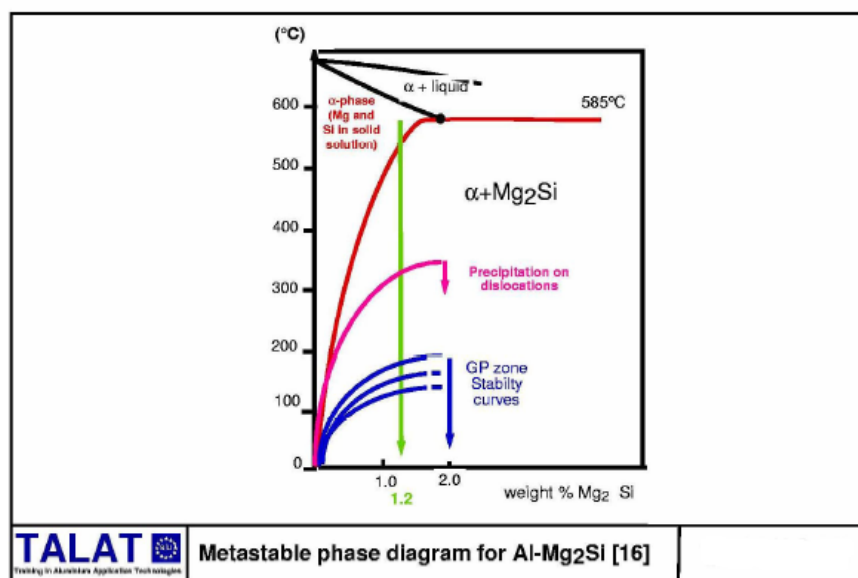


Figura 3.8

Queste leghe sono tipicamente impiegate come matrici nei materiali compositi di Al poiché si ottengono le migliori condizioni di compatibilità tra matrice e fibra, soprattutto con fibra di SiC. L'alligazione con fibre eleva drasticamente le caratteristiche meccaniche e nel

contempo vengono mantenute tutte le altre proprietà favorevoli sopra dette.

In generale le leghe serie 6xxx sono indicate per componenti poco sollecitati ma che debbano resistere ad un ambiente fortemente corrosivo: tubolari, estrusi, componenti strutturali ecc.

Grazie alle avanzate proprietà meccaniche e di resistenza alla corrosione la lega di Al 6056 T6 potrebbe sostituire la lega 2024 , più comunemente usata, nei rivestimenti delle fusoliere. Nell'industria aeronautica il design del rivestimento per prestazioni di lunga durata e alta affidabilità richiede un continuo incremento delle proprietà meccaniche e di resistenza a corrosione dei materiali . Fino ad oggi , la lega più usata era la 2024 (AlCuMg). Questa presenta buone caratteristiche sebbene la sua resistenza alla corrosione per erosione sia relativamente bassa. Le leghe della serie 6xxx dell'Al, o meglio la 6056, contenente Si, Mg, Cu, che presenta una avanzata saldabilità e meno suscettibilità alla corrosione per esfoliazione , può essere una buona alternativa alla 2024 per questa applicazione . Le elevate proprietà meccaniche della lega sono dovute alla formazione di precipitati , favoriti dal trattamento termico T6 .

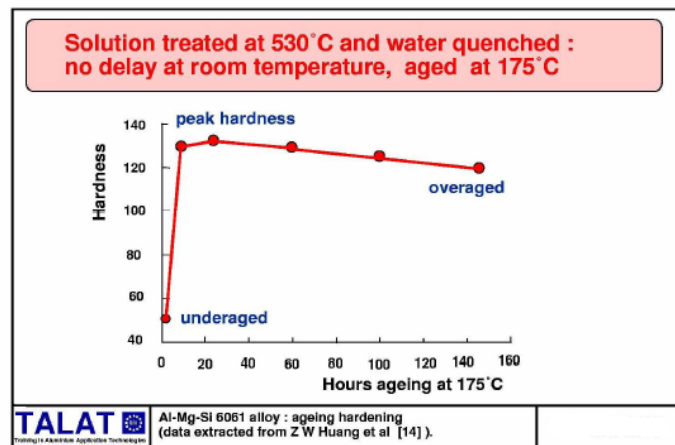


Figura 3.9

Esso consiste in una solubilizzazione a 530°, tempra all'aria e invecchiamento della lega a 175° per 8 ore. Il trattamento completo conferisce alla lega una dimensione media dei grani di circa 30-40 mm. Gli elementi in lega in eccesso nella soluzione solida dopo la tempra , formano precipitati durante l'invecchiamento secondo la sequenza β'' - β' - β -Mg₂Si. (fig 3.10). A causa della piccola dimensione dei precipitati , la struttura è generalmente difficile da identificare . Nel sistema AlMgSi con o senza addizione di Cu , sono stati osservati vari tipi di precipitati , a seconda del contenuto di elementi in lega e della temperatura e della durata dell'invecchiamento .

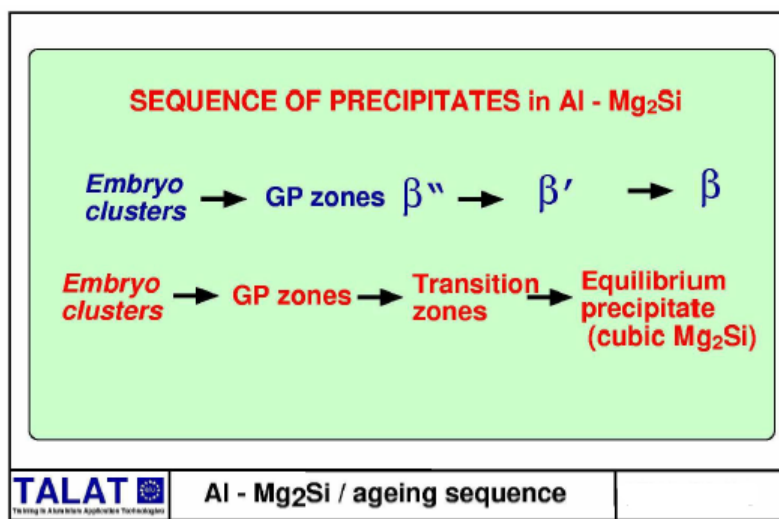


Figura 3.10

La distribuzione dei precipitati nella matrice di Al è omogenea, ci sono due tipi di precipitati , a forma aciculare e a forma di bastone .

Durante l'invecchiamento i precipitati aumentano e la resistenza meccanica del materiale aumenta al crescere del numero e della dimensione dei precipitati. Eventualmente la resistenza arriva ad un massimo, ed un successivo invecchiamento produce coalescenza dei

precipitati con conseguente diminuzione delle caratteristiche meccaniche.

Nel caso delle leghe 6xxx un livello molto basso di precipitati produce una veloce progressione dell'invecchiamento e nucleazione e crescita di bastoncelli di Mg_2Si .

Molte leghe presentano variazioni nelle proprietà anche a temperatura ambiente dopo la tempra. Questo fenomeno si chiama *invecchiamento naturale*, e può iniziare subito dopo la tempra o dopo un periodo di incubazione (uno o più giorni). Si può accelerare la precipitazione mutando le proprietà meccaniche riscaldando queste leghe oltre la temperatura ambiente. Questa operazione è chiamata *invecchiamento artificiale*. Le leghe che presentano scarso invecchiamento naturale devono essere invecchiate artificialmente per ottenere i migliori risultati nelle proprietà meccaniche delle quali il materiale è capace.

In certe leghe si possono ottenere considerevoli aumenti di tenacia lavorando a freddo il materiale subito dopo la tempra. Migliori risultati si possono ottenere con un trattamento termico dopo la lavorazione a freddo.

L'effetto delle precipitazioni sulle proprietà meccaniche è favorevolmente accentuato se il materiale viene ulteriormente trattato ad una temperatura tra i 95°C e 200°C. Gli effetti non sono solo attribuibili alle diverse velocità alle quali avvengono le reazioni, ma anche a diversi cambiamenti strutturali. Ad esempio aumenta di più il limite di snervamento che il limite di rottura, la durezza e la duttilità calano. Così una lega a tempra T6 è più dura, ma meno duttile di una T4.

L'overaging fa calare sia il punto di snervamento che di rottura, ma la duttilità non varia proporzionalmente. L'overaging d'altra parte può influire positivamente su altri fattori. In alcuni casi sono migliorate le proprietà a "corrosion-stress" grazie ad una maggiore stabilità dimensionale creata appunto nell'overaging.

Le curve di indurimento(isoterme) per precipitazione da invecchiamento mostrano, per le leghe commerciali, diversi periodi di invecchiamento per ottenere le migliori prestazioni a seconda della temperatura, della lega e del trattamento termico.

In queste curve si nota, infatti, una iniziale perdita di resistenza legata alla parziale redistribuzione dei precipitati induriti precedentemente, poi un indurimento legato ad una precipitazione successiva.

Trattamenti termici industriali delle leghe commerciali sono raccomandati sulle leghe T6, permettendo compromessi di durezza ottimali e operazioni economiche, ad esempio da 8 a 12h a 170°C per le 2XXX e da 6 a 10h a 175°C per le 6XXX a seconda della forma del prodotto.

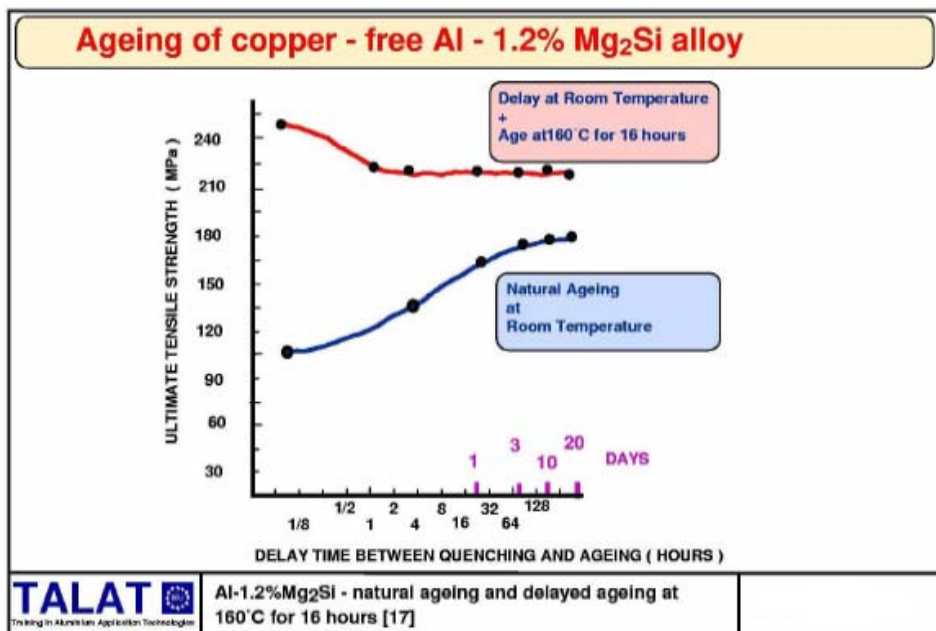


Figura 3.11

3.3.5.1. Le leghe 6xxx commerciali

La serie 6xxx contiene aggiunte di Mg e Si, che durante il trattamento termico portano alla formazione di precipitati Mg₂Si, migliorando le caratteristiche meccaniche della nostra

struttura. I precipitati di Mg_2Si possono essere presenti secondo il rapporto nominale o ci può essere Si in eccesso. L'eccesso di Si fornisce un apprezzabile aumento di resistenza meccanica a scapito di un peggioramento nella resistenza a corrosione. Molte leghe di questa classe contengono percentuali di Mn e Cr, capaci di migliorare le proprietà meccaniche e di controllare la struttura del grano. L'aggiunta di Cu può contribuire a migliorare la resistenza della struttura.

La prima di queste leghe venne introdotta negli Stati Uniti nel 1920 e conteneva un eccesso di Si rispetto al normale rapporto Mg_2Si .

Una modificazione, presente nella lega 6151, contiene aggiunte di Cr per controllare la grana cristallina durante la sua produzione e per aumentarne la resistenza. Una lega simile è la 6351 che contiene manganese al posto del cromo. Nel 1930 nacque la lega 6053 che conteneva il 2% di Mg_2Si e 0,25% di Cr, seguita subito dopo la 6061 composta dal 1,5% di Mg_2Si , dal 0,25% di Cu e dal 0,25 di Cr. Rapidamente queste strutture presero il posto della vecchia lega Al-Si-Mg. La maggior resistenza meccanica è stata raggiunta in questa classe con le leghe 6066 e 6070.

Alcune leghe della serie 6xxx vengono usate per applicazioni decorative. Basso contenuto di impurezze, in particolare del ferro, migliorano le proprietà di brillantezza.

Altre leghe sono usate per la macinazione: la 6262 e soprattutto la 6061 con l'aggiunta del 0,5% di Pb e Bi. Le leghe 6009 e 6010 sono state recentemente introdotte per produrre lamiere.

La **lega 6056** utilizzata in questa esperienza, prodotta dalla **Pechiney-Rhénalu** viene utilizzata per profilati, cioè prodotti estrusi aventi sezione costante, di forma idonea a soddisfare o integrare più funzioni. Viene usata anche come rinforzo nelle portiere delle

automobili.

Inoltre la **6056 T6** presenta le più alte caratteristiche meccaniche di tutta la serie:

$R_m = 450-470 \text{ MPa}$.

Composizione della lega 6056:

- Si 0.7-1.3%
- Mg 0.6-1.2%
- Fe 0.50%
- Cu 0.5-1.2%
- Mn 0.4-1.0%
- Cr 0.25%
- Zn 0.1-0.7%
- Zr + Ti 0.2% max
- il resto Al

3.4. Modifiche strutturali delle leghe di alluminio

L'alluminio avrebbe degli usi strutturali molto limitati se non fosse possibile realizzare, a partire da esso, delle leghe: tramite l'unione con elementi leganti come Cu, Si, Mg, Mn, solubili, chi più chi meno, allo stato solido, si riesce ad ottenere il miglioramento, rispetto al metallo puro, di caratteristiche meccaniche, fisiche, tecnologiche, ecc. Vi è inoltre la possibilità di raggiungere ulteriori incrementi di talune proprietà mediante opportuni trattamenti che, proprio secondo determinate procedure, rendono la lega adatta a scopi specifici.

Le caratteristiche strutturali di una lega, in generale, oltre che dal tipo di legante, dalla sua

specifica influenza e dal relativo diagramma di equilibrio, dipendono anche dalla successione degli stati di equilibrio che si raggiungono nel corso del raffreddamento, durante la solidificazione e successivamente in corrispondenza di variazioni di solubilità allo stato solido (ricordiamo che i leganti vengono aggiunti nell'alluminio fuso o in maniera diretta o tramite l'ausilio di una lega madre). In questo contesto, è quindi evidente l'importanza che assume la velocità di raffreddamento sia allo stato liquido che allo stato solido nel determinare la formazione di strutture diverse.

La velocità di raffreddamento, durante la solidificazione, agisce direttamente sulla coalescenza dei costituenti e determina il verificarsi o meno di eventuali reazioni secondarie fra cristalli solidificati e liquido circostante.

Invece, la velocità di raffreddamento della lega allo stato solido ha fondamentale importanza in rapporto al fenomeno di soprassaturazione della soluzione. Quando la solubilità di un costituente diminuisce con la temperatura (fenomeno che avviene quasi in tutti i casi), un rapido raffreddamento della soluzione solida può impedire o quanto meno alterare la graduale separazione di tale costituente.

La struttura di una lega è suscettibile di modificazioni, come noto, anche attraverso opportune deformazioni in campo plastico, indotte sia a caldo sia a freddo.

In conclusione, per le leghe in genere e per quelle di alluminio in particolare, si può affermare che le caratteristiche strutturali (e quindi le proprietà meccaniche, fisiche, ecc.) sono legate alla composizione chimica della lega (legante e sua percentuale), dalla quale dipendono determinati equilibri strutturali, e alla eventuale modificazione di questi equilibri. La modificazione degli equilibri, come prima visto, può essere ottenuta mediante intervento sul liquido o sul solido: si possono perciò distinguere le seguenti modalità di

modificazione strutturale:

- Con azione sul liquido:
 - Sono detti *trattamenti di modificazione*;
- Con azione sul solido:
 - Per via meccanica (*lavorazioni plastiche*);
 - Per via termica (*trattamenti termici*).

Per quanto riguarda i trattamenti di modificazione, è sufficiente ricordare che l'aumento della velocità di raffreddamento di un getto, nel caso in cui non dia luogo a vere e proprie variazioni, è causa di affinamento della struttura, in quanto determina la formazione di un maggior numero di germi di cristallizzazione e, di conseguenza, minori accrescimenti di questi. Tutto questo è causa di miglioramenti di carattere meccanico, a patto che non sia compromessa l'integrità e la buona esecuzione del getto. L'aumento della velocità di raffreddamento si può ottenere con fusione in conchiglia, anziché in terra, garantendo una più rapida asportazione di calore, o con l'introduzione nella lega fusa di elementi che non rientrano nella lega (quali Stronzio e Antimonio), in grado di modificare la struttura cristallina della lega.

Le modificazioni strutturali di maggiore interesse sono comunque quelle ottenute sul solido, per via meccanica e per via termica.

3.4.1. Meccanismi di Indurimento

La deformazione plastica dei metalli inizia quando si raggiunge il loro limite di snervamento. Per “indurire” i metalli è necessario bloccare o rallentare il movimento delle dislocazioni. Le dislocazioni sono difetti reticolari monodimensionali che permettono ai

piani di massimo addensamento del reticolo metallico di scivolare l'uno sull'altro con uno sforzo molto più basso rispetto a quello che sarebbe necessario se il reticolo fosse perfetto. (vedi figura 3.12e 3.13)

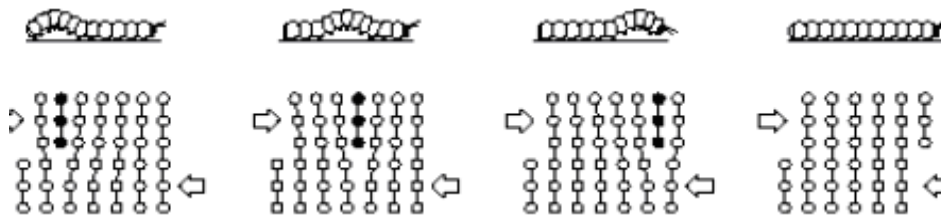


Figura 3.12– Analogia tra il moto di una dislocazione e quello di un bruco

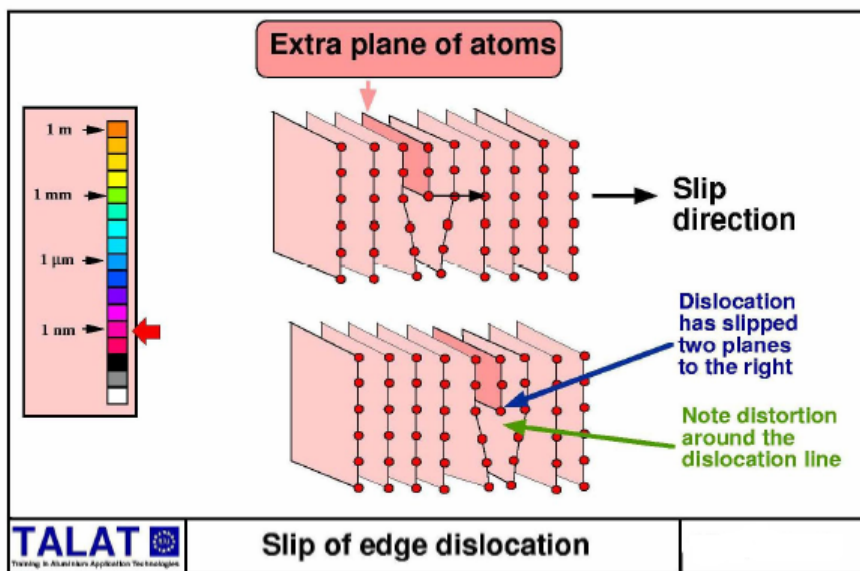


Figura 3.13– Slittamento di una dislocazione

I principali processi di indurimento sono:

- 1 Controllo dimensionale dei grani
- 2 Indurimento per lavorazione meccanica
- 3 Indurimento per dispersione

- 4 Indurimento per precipitazione di fasi secondarie
- 5 Indurimento per soluzione solida
- 6 Indurimento per precipitazione

3.4.1.1. Indurimento per riduzione della dimensione dei grani

Un metallo non è di norma costituito da un unico grande cristallo, ma da numerosi piccoli cristalli detti grani, costituiti da reticoli aventi ciascuno un orientamento differente da quello adiacente. La formazione dei grani prende inizio durante la solidificazione del materiale: dunque quest'ultima fase influenza le caratteristiche dei grani, in termini di dimensioni e quantità. Le interfacce tra i diversi reticoli cristallini prendono il nome di *bordi di grano*, annoverati solitamente tra i difetti di superficie: sono regioni di 2-5 diametri atomici, dove non esiste ordine cristallino e i due grani adiacenti si adattano l'un l'altro.

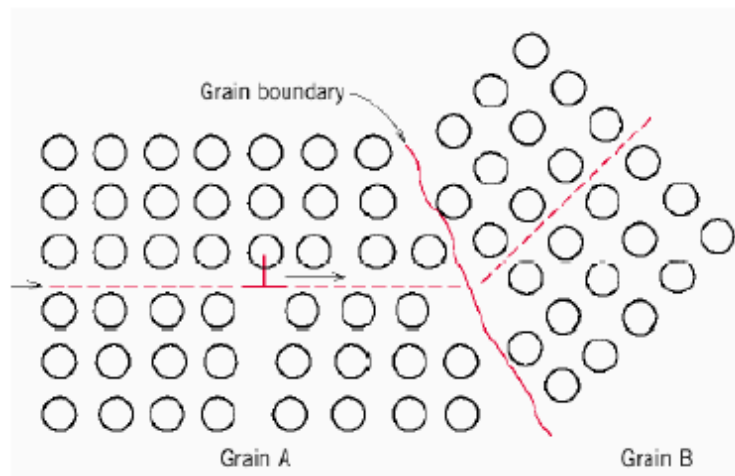
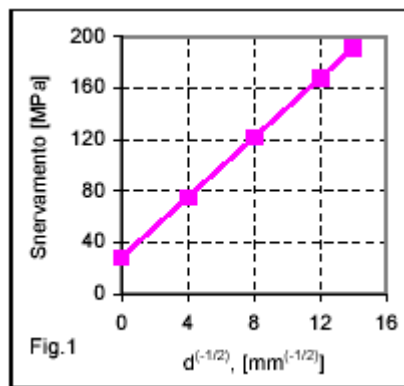
La dimensione e l'orientamento dei grani determinano alcune proprietà meccaniche del materiale: infatti i bordi di grano costituiscono degli ostacoli alla deformazione plastica, poiché le dislocazioni sono fortemente bloccate nel loro movimento in prossimità delle interfacce. Il loro effetto è tanto maggiore quanto più è differente l'orientamento dei piani cristallini da un grano all'altro. Si comprende facilmente come materiali policristallini a grani fini hanno una resistenza meccanica più elevata di quelli a grani grossi; dunque la riduzione della dimensione granulare costituisce un valido meccanismo di indurimento del metallo. Il modello matematico che rappresenta tale meccanismo può essere descritto dall'equazione di Hall-Petch che evidenzia come, a temperature inferiori a quella di ricristallizzazione, un metallo a grana fine è più resistente di uno a grana grossa:

$$\sigma_s = \sigma_0 + \frac{k}{\sqrt{d}}, \text{ dove}$$

σ_s : tensione di snervamento

σ_0 , k : costanti caratteristiche del materiale

d : dimensione media dei grani cristallini.



3.4.1.2. Indurimento per lavorazione meccanica

I manufatti in alluminio ottenuti mediante processi di laminazione, estrusione, piegatura, trafilatura, ecc. sono sottoposti ad un processo di lavorazione meccanica. Quando la lavorazione viene effettuata al disotto della temperatura di ricristallizzazione (lavorazione a freddo) oltre a formare il prodotto si ha un aumento della resistenza per effetto delle dislocazioni che, aumentando in numero e scorrendo su piani cristallini differenti, causano un ingorgo noto come “foreste di dislocazioni”, bloccandosi a vicenda, e impedendo ogni ulteriore movimento se non a fronte di sollecitazioni molto più elevate. In figura 3.14 si può vedere la differente struttura del materiale prima e dopo l’insorgere delle deformazioni plastiche che inducono le dislocazioni.

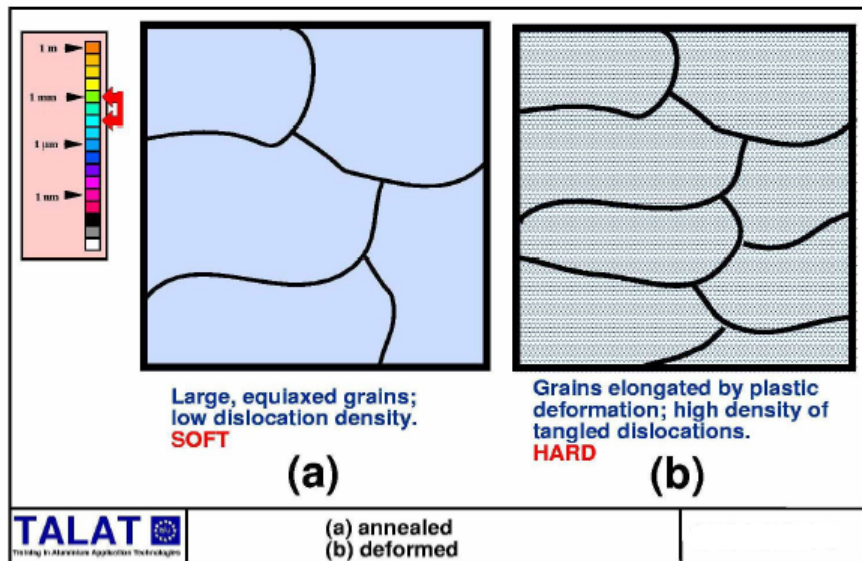


Figura 3.14

Quando invece i processi di fabbricazione sono effettuati al disopra della temperatura di

ricristallizzazione del metallo (lavorazione a caldo) non si ha normalmente un incremento della resistenza al disopra di quella caratterizzata dalla sola ricottura. Nelle figure (3.15; 3.16 e 3.17) successive si possono vedere la struttura dell'alluminio ad una temperatura di 250° C, e come le dislocazioni formano una struttura a forma poligonale.

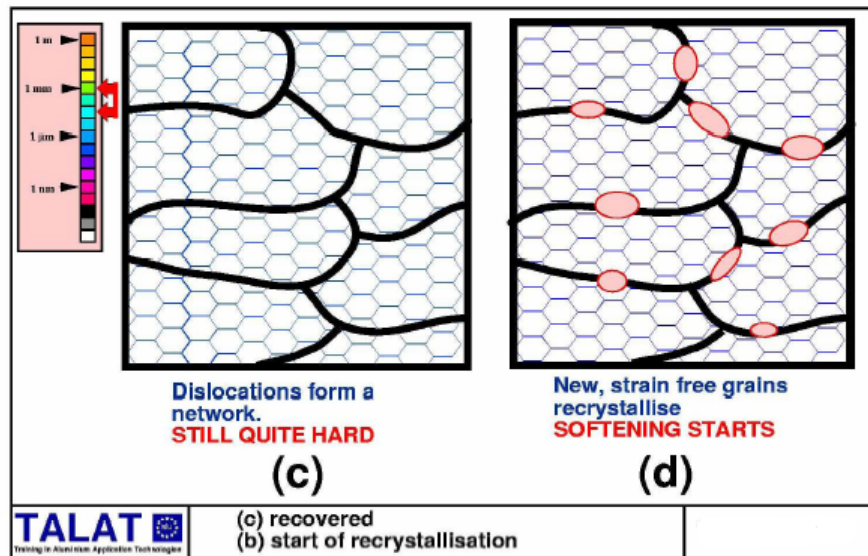


Figura 3.15

Se la temperatura del pezzo è elevata nascono nuove tensioni tra i cristalli ed inizia la vera e propria ricristallizzazione ed il metallo inizia ad ammorbidirsi. Questo processo continua fino a quando tutto il materiale si è rammollito.

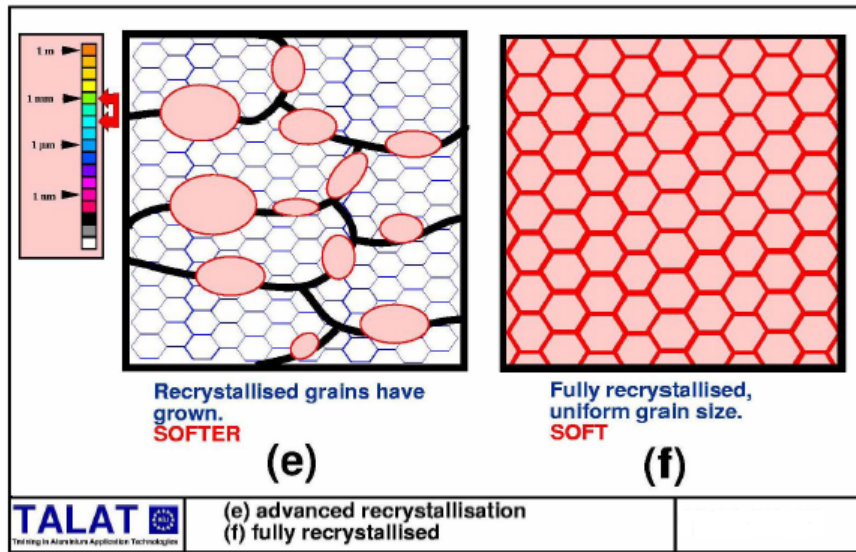


Figura 3.16

Se tale la ricristallizzazione è ottenuta a temperatura elevate per un elevato periodi di tempo, il grano cresce in modo regolare.

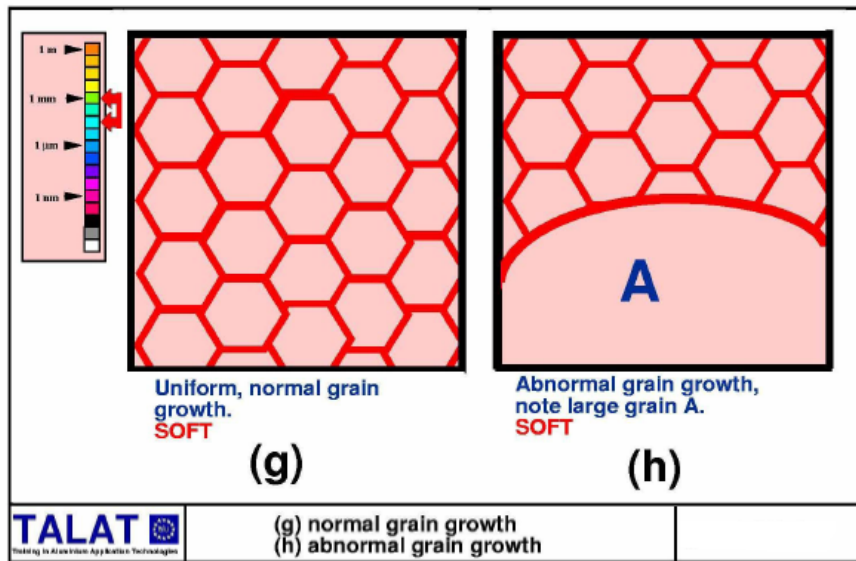


Figura 3.17

Per quanto riguarda le leghe non trattabili termicamente le lavorazioni a freddo vengono utilizzate per cercare di incrementare ulteriormente la resistenza .

3.4.1.3. Indurimento per dispersione

Piccole particelle di materiale insolubile sono distribuite uniformemente all'interno del reticolo cristallino, in modo tale da ostacolare il movimento delle dislocazioni. Per quanto riguarda l'alluminio l'indurimento per dispersione può essere effettuato secondo due meccanismi:

- Per aggiunta di elementi di lega che si combinano chimicamente con il metallo base o tra loro, formando fini particelle che precipitano nella matrice.
- Per miscelazione di particelle di sostanze appropriate con alluminio polverizzato, compattando la mistura in una massa solida.

3.4.1.4. Indurimento di precipitazione di fasi secondarie

Quando il diagramma di stato (fig. 3.18) di una lega ha una zona di solubilità che decresce marcatamente con la temperatura vi sono le premesse per un possibile invecchiamento

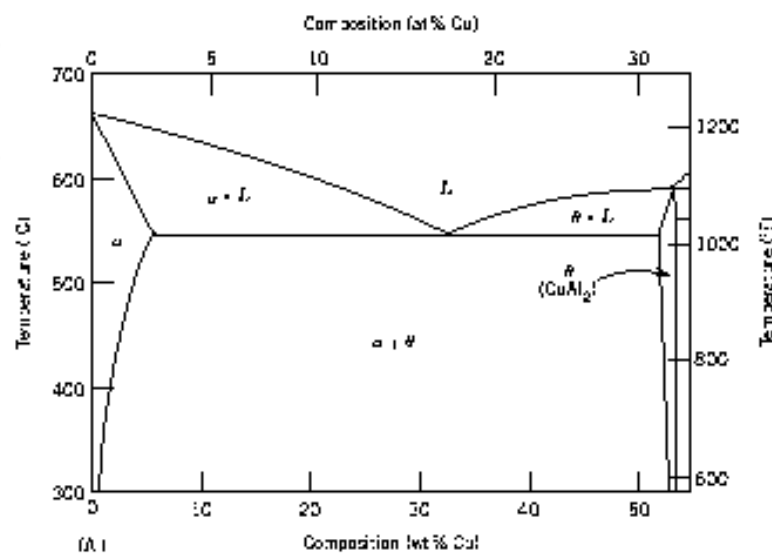


Figura 3.18

Il classico esempio sono le leghe DURALLUMINIO (o serie 2000) che contengono circa il 4% di rame. Tra i 500 e i 580 °C il rame si scioglie nell'alluminio e la lega è monofasica, raffreddando però il rame forma il composto CuAl_2 (partendo dal 4% di Cu a R.T. abbiamo il 93% di fase α e il 7% di CuAl_2). Se si raffredda lentamente (fig. 3.19) la velocità di nucleazione di CuAl_2 è bassa, la velocità di crescita invece è alta e quindi si formano pochi precipitati e ai bordi dei grani (le dislocazioni riescono a muoversi agilmente tra di loro)

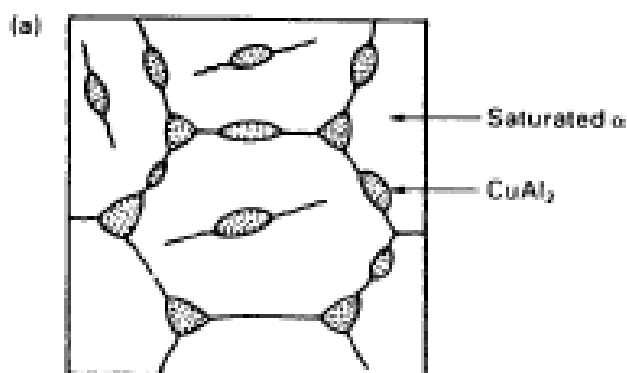


Figura 3.19 – Microstruttura a temperatura ambiente di lega di Al al 4% di Cu con un raffreddamento lento

Se invece si raffredda velocemente (figura 3.20) la velocità di nucleazione di CuAl_2 è alta, la velocità di crescita invece è bassa e quindi si formano molti precipitati e non obbligatoriamente ai bordi di grano (adesso sì che le dislocazioni hanno problemi ad evitarli)

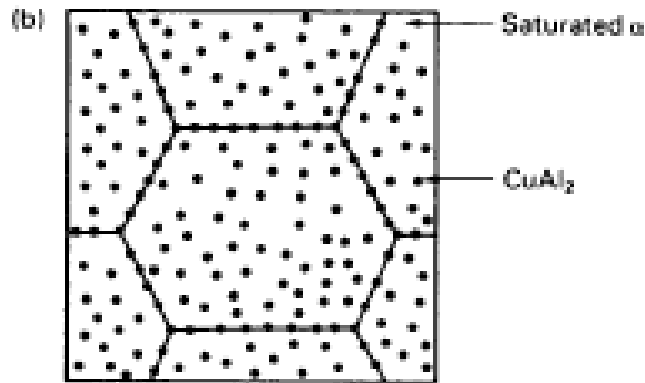


Figura 3.20 – Microstruttura della stessa lega con raffreddamento veloce

3.4.1.5. Indurimento per soluzione solida

Molte leghe sono soluzione solida di uno o più metalli disciolti in un altro metallo:

- Quando gli atomi degli elementi di lega prendono il posto nel reticolo cristallino di alcuni atomi del metallo base si ha soluzione solida costituzionale (vedi figura 3.19)
- Quando questi, si interpongono tra gli atomi del reticolo stesso si ha soluzione solida per intersizione .

In entrambi i casi il reticolo risulta distorto, ritardando il movimento delle dislocazioni e quindi rafforzando il materiale. La serie 5000 con magnesio come soluto ne è un buon esempio. Molte leghe di alluminio subiscono indurimento per soluzione solida per effetto di uno o più elementi che vengono disciolti nell'alluminio base, il contributo di ciascun elemento al rafforzamento della lega si addiziona a quello degli altri. Spesso queste leghe sono successivamente rafforzate mediante trattamenti termici o lavorazioni meccaniche

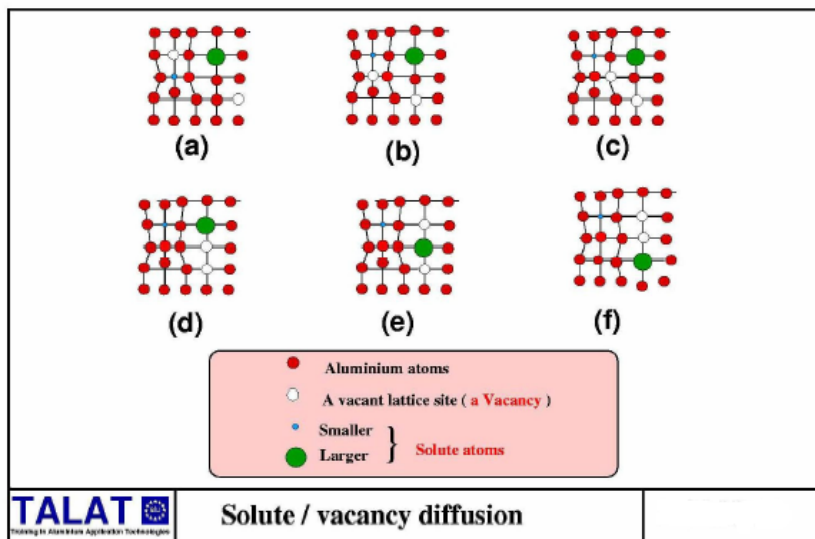


Figura 3.21

3.4.1.6. Indurimento mediante trattamento termico di bonifica:

Precipitation Hardening

L'indurimento per precipitazione è uno dei metodi utilizzati per migliorare le proprietà meccaniche di un metallo. E' un meccanismo particolarmente efficace nelle leghe metalliche quali quelle del magnesio, del titanio e dell'alluminio.

Il meccanismo di indurimento per precipitazione consiste in un aumento della difficoltà nel movimento delle dislocazioni a seguito di un'opportuna distribuzione di particelle all'interno dei grani. E' opportuno evitare la formazione dei precipitati a bordo grano, dal momento che il bordo grano si comporta già come una barriera al moto delle dislocazioni.

E' preferibile inoltre ottenere una distribuzione di particelle quanto più omogenea possibile, poiché una diversità di concentrazione nei precipitati comporta anche una diversità nelle proprietà meccaniche locali.

Anche la dimensione delle particelle assume una notevole rilevanza: a dimensioni più

piccole corrispondono proprietà meccaniche migliori. Una differenza fondamentale, soprattutto per quanto riguarda le leghe di alluminio, è quella tra precipitati coerenti e incoerenti. I primi sono caratterizzati da una stechiometria diversa da quella della matrice ma presentano una struttura uguale ad essa. L'effetto di indurimento consiste principalmente nel fatto che la dislocazione non è più libera di muoversi nel reticolo perché questo è distorto e quindi si ferma. I secondi presentano una stechiometria uguale a quella della matrice ma una struttura differente. In questo caso l'effetto di indurimento è dovuto sia ad un aumento della difficoltà nel moto della dislocazione che ad un incremento nella concentrazione delle dislocazioni tramite la nascita di loop attraverso il noto meccanismo di Orowan. L'aumento di durezza si sviluppa principalmente durante le fasi iniziali di precipitazione da una soluzione solida soprassatura. Considerando infatti un diagramma di stato come quello Al-Cu rappresentato in figura 3.22 si può notare la diversa solubilità degli elementi in lega a differenti temperature.

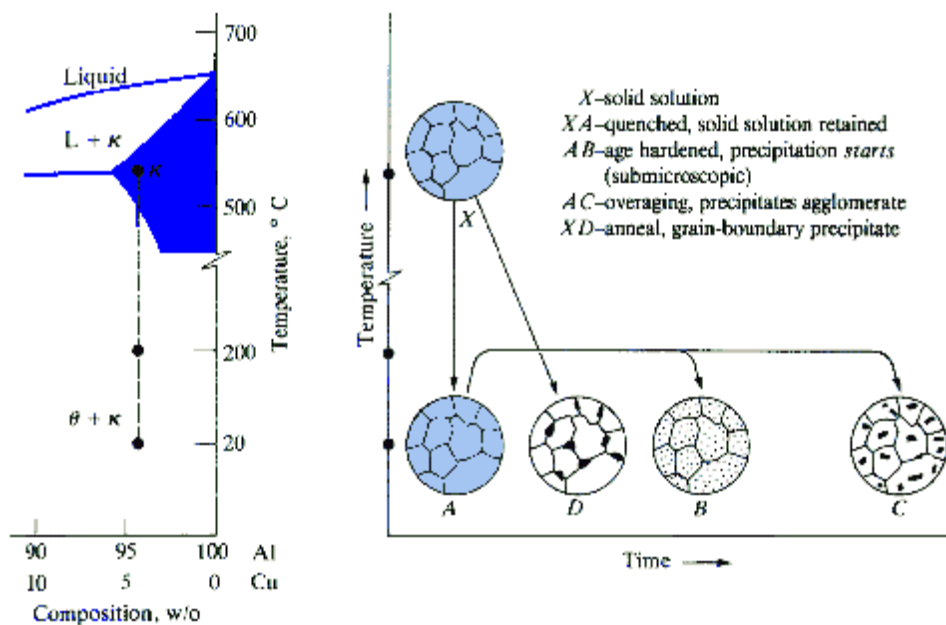


Figura 3.22

L'indurimento per precipitazione viene ottenuto attraverso un trattamento termico che consiste di 2 stadi: solubilizzazione ed invecchiamento.

3.4.1.6.1. Solubilizzazione

Nota la composizione della lega, si scalda il materiale ad una temperatura T_s maggiore della temperatura di solubilizzazione (di equilibrio) e tutta la fase ϑ (in questo caso Al_2Cu) si dissolve nella matrice costituita dalla fase più abbondante (alluminio). Il pezzo viene poi mantenuto a questa temperatura per un tempo sufficiente a sciogliere tutto il precipitato, ovvero fino a quando si ottiene una soluzione solida il più omogenea possibile.

Un rapido raffreddamento (*tempra*) consente di “congelare” questa microstruttura fino a temperatura ambiente: si ottiene così una condizione metastabile in cui la soluzione risulta sovrassatura, ma non vi è la possibilità di precipitazione della fase ϑ .

La condizione metastabile così ottenuta, non mostra proprietà meccaniche migliori, rispetto al materiale di partenza, ma è condizione indispensabile per il raggiungimento delle proprietà e caratteristiche di seguito descritte

Dal momento che i meccanismi di indurimento consistono nell'ostacolare il movimento delle dislocazioni, ciò che si vuole ottenere nella seconda fase del processo in questione, è la precipitazione della fase ϑ all'*interno* del grano (precipitazione intragranulare) sotto forma di precipitato finemente disperso all'intero del grano cristallino. La tempra serve quindi ad evitare che durante il raffreddamento il precipitato si formi a bordo grano, là dove le dislocazioni già non hanno possibilità di movimento.

Il parametro principale di questo stadio è la temperatura di solubilizzazione. Per la sua scelta si fa un compromesso tra il tempo necessario alla solubilizzazione e gli effetti

secondari, non voluti, quali l'ingrossamento delle dimensioni del grano cristallino favorito dalle alte temperature. Si utilizza perciò una temperatura di 20°C maggiore rispetto alla temperatura di solubilizzazione di equilibrio. Il raffreddamento veloce (*quenching*), viene effettuato tipicamente in acqua, o in soluzioni.

Nella Figura 3.20 la condizione *X* è rappresentativa della solubilizzazione, la condizione *A* invece raffigura lo stato microstrutturale dopo tempra, termine di questo primo stadio del processo di indurimento. La situazione *D*, non desiderata, è conseguente ad un raffreddamento non effettuato correttamente.

Dal punto di vista energetico l'eccesso di soluto rispetto alla condizione di equilibrio provoca una differenza di energia libera ΔG tale che il materiale tenderebbe a ripristinare la condizione di equilibrio. L'eccesso di energia libera è la forza motrice che spinge la soluzione sovrassatura ad espellere il soluto eccedente rispetto alla concentrazione di equilibrio: e ciò si manifesta appunto con la tendenza a far avvenire la precipitazione della fase θ . Tuttavia perché avvenga questo meccanismo, si ha bisogno della diffusione delle varie specie, fenomeno che è estremamente lento a temperatura ambiente.

Allo stadio di solubilizzazione segue quindi la seconda parte del trattamento termico costituita dall'invecchiamento.

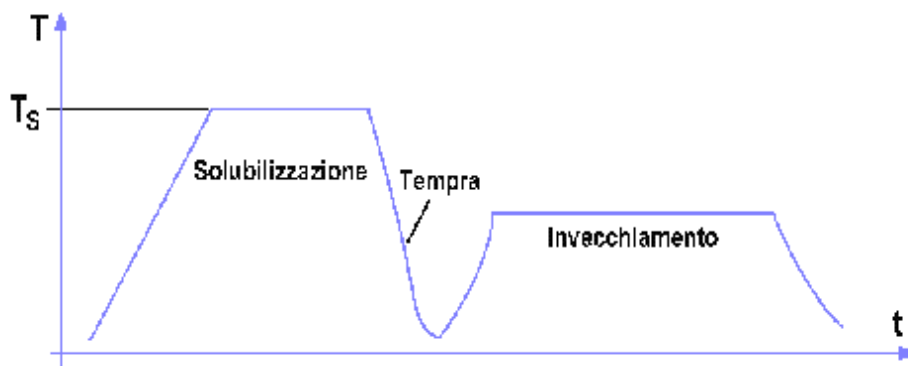


Figura 3.23 – Stadi del precipitation hardening.

3.4.1.6.2. Invecchiamento

Si effettua un riscaldamento ed il mantenimento ad una temperatura inferiore a quella di solubilizzazione per raggiungere una velocità di diffusione delle specie atomiche compatibile con i tempi di processo richiesti.

Avviene quindi la precipitazione intragranulare (omogenea) della fase θ . Quest'ultima precipita in maniera omogenea e non solo a bordo grano perché la soluzione solida sovrasatura possiede uno stato tensionale elastico, dovuto al rapido raffreddamento, tale per cui le zone a maggiore energia non sono solo quelle a bordo grano. Secondariamente si ha l'effetto dello stato tensionale associato alla concentrazione di vacanze cristalline che è stata "congelata" ai valori corrispondenti alla temperatura T_s .

La formazione dei precipitati segue il classico meccanismo di nucleazione e crescita. Dopo un periodo necessario alla formazione di nuclei stabili, il processo continua rapidamente fino ad un rallentamento causato dal progressivo impoverimento di soluto nella soluzione.

Si consideri ora la curva durezza - tempo riassuntiva dello stadio di invecchiamento:

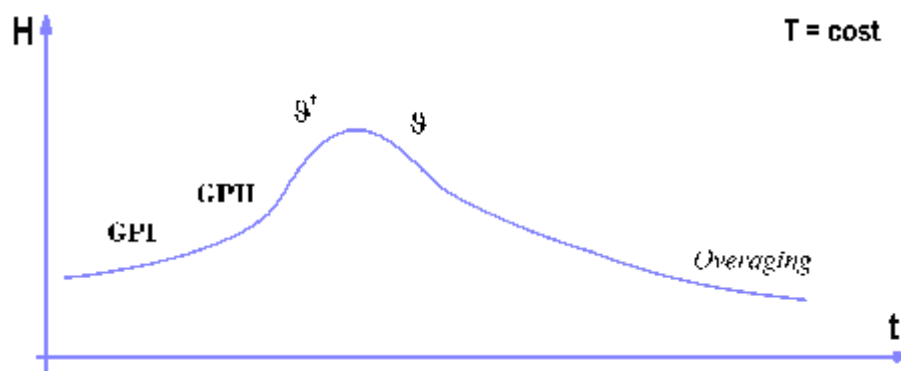
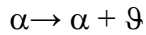


Figura 3.24 – Invecchiamento: curva durezza – tempo ($T = \text{cost}$).

L'andamento del grafico è dovuto al meccanismo di precipitazione di θ . La trasformazione

di fase



richiede una modifica delle posizioni atomiche e ciò avviene in stadi successivi:

- si formano piccole aggregazioni (*clusters*) di soluto formando le cosiddette zone di Guiner Preston (*GP I*). Esse iniziano poi ad accrescersi.
- inizia a verificarsi un certo ingrossamento dei *clusters* che portano alla formazione di segregazioni, dette zone *GP II*. Le zone *GP* rappresentano i nuclei per la formazione delle fasi precipitate.
- precipitazione di fasi intermedie (precipitato ϑ') la cui composizione stechiometrica è praticamente quella finale, ma non la microstruttura che è uguale a quella della matrice; si dice che il precipitato è *coerente* in quanto vi è continuità cristallografica tra i due reticoli.
- il picco di durezza si ha in corrispondenza del precipitato ϑ , evoluzione di ϑ' , caratterizzato da una struttura a sé, diversa da quella della matrice; il precipitato è di tipo *incoerente*.

Successivamente con l'avanzare del tempo di processo, si ha una degradazione delle proprietà meccaniche; si è nella fase di *overaging*. Responsabile di ciò è il fenomeno della coalescenza dei precipitati finemente dispersi per formare precipitati di grosse dimensioni, visibili ad un comune microscopio ottico.

La figura seguente può essere utile per spiegare l'evoluzione del precipitato e il riarrangiamento della sua struttura cristallina.

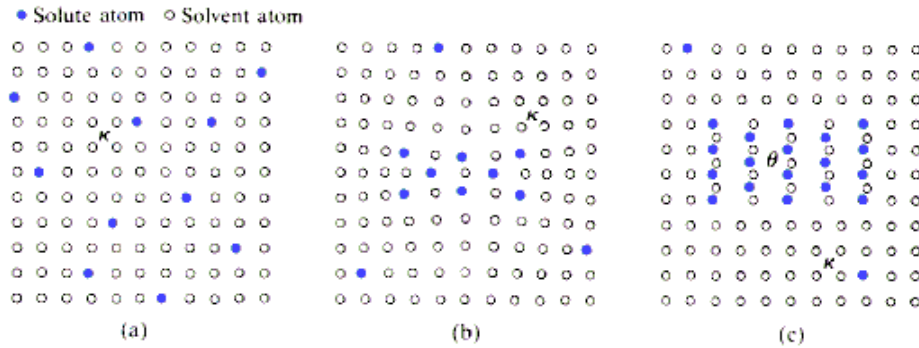


Figura 3.25 - Meccanismo di precipitation hardening. (a) soluzione solida; (b) inizio della precipitazione della fase J ; (c) overaging, struttura incoerente.

Nella soluzione solida (a) non vi è alcun disturbo reticolare apprezzabile, ma la formazione delle zone GPI induce uno stress elastico intorno alle zone stesse (b). Il disturbo aumenta con il crescere delle dimensioni del cluster di atomi, si hanno delle modifiche di volume e conseguentemente aumenta la differenza di energia libera rispetto alla condizione di equilibrio:

$$\Delta G = -\Delta G_{VOL} + \Delta G_{SUP} + \Delta G_{STRAIN}$$

Quando il precipitato è coerente, non essendoci bordo grano, il contributo di ΔG_{SUP} è nullo. Man mano che il precipitato cresce ΔG_{STRAIN} aumenta fino a superare il valore di ΔG_{VOL} . Perchè la precipitazione possa continuare deve cambiare segno ΔG_{STRAIN} , ed infatti si ha il passaggio da precipitato θ' coerente a precipitato θ incoerente, annullando quasi totalmente il disturbo reticolare ed introducendo un'energia superficiale ΔG_{SUP} dal momento che ora esiste una superficie che separa le due fasi. La trasformazione si arresta quando ΔG si annulla e si raggiunge la condizione di equilibrio.

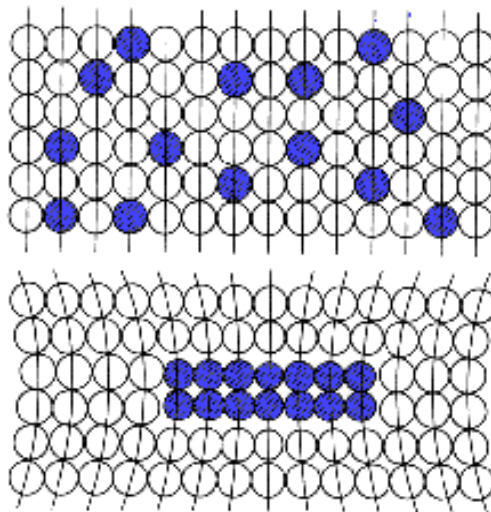


Figura 3.26– Schematizzazione di una soluzione solida e di una zona G.P.

Alla luce di quanto sopra esposto, è possibile spiegare l'effetto di indurimento a seguito della formazione dei precipitati θ' e alla loro evoluzione verso la fase θ .

La presenza di precipitati θ' ostacola il movimento delle dislocazioni per effetto del disturbo provocato nel reticolo cristallino. La dislocazione incontrando il precipitato coerente θ' si blocca e per muoversi necessita di uno sforzo σ maggiore. Attorno al precipitato incoerente θ le dislocazioni si fermano, si deformano e si attua un meccanismo per cui la dislocazione si scinde in due segmenti creando un *loop* attorno al precipitato (meccanismo descritto da Orowan). Il *loop* prodotto sarà un ulteriore ostacolo alle dislocazioni successive. In entrambe i casi (θ' e θ) si ha un effetto di indurimento del materiale.

In conclusione per riuscire a capire le motivazioni per cui la curva di figura 3.24 ha un tale andamento, ovvero perché il materiale diventa più duro durante il trattamento, bisogna far riferimento al moto delle dislocazioni nel reticolo e cercare di capire l'influenza dei

precipitati coerenti e incoerenti sul loro moto.

Precipitato coerente : l'indurimento qui è dovuto al fatto che la dislocazione non è più libera di muoversi nel reticolo perché questo è distorto e quindi si ferma.

Precipitato incoerente : in questo caso la dislocazione quando trova davanti al suo cammino il precipitato incoerente si ferma, si deforma, riesce poi a passare oltre lasciando alle sue spalle un loop, ovvero una dislocazione ad anello. Si nota come la dislocazione in questo caso non si fermi indefinitamente e questo è dovuto al fatto che il reticolo è tendenzialmente ordinato. I loop inoltre aumentano e si moltiplicano durante la deformazione producendo incrudimento nel materiale.

I parametri che influenzano l'intero processo della *precipitation hardening* sono sostanzialmente due: la temperatura e la composizione chimica.

Come si può notare in figura 3.27 il processo è più rapido ad alta temperatura, anticipando il picco di durezza, principalmente per effetto della maggior velocità di diffusione. Il valore della durezza massima diminuisce all'aumentare della temperatura.

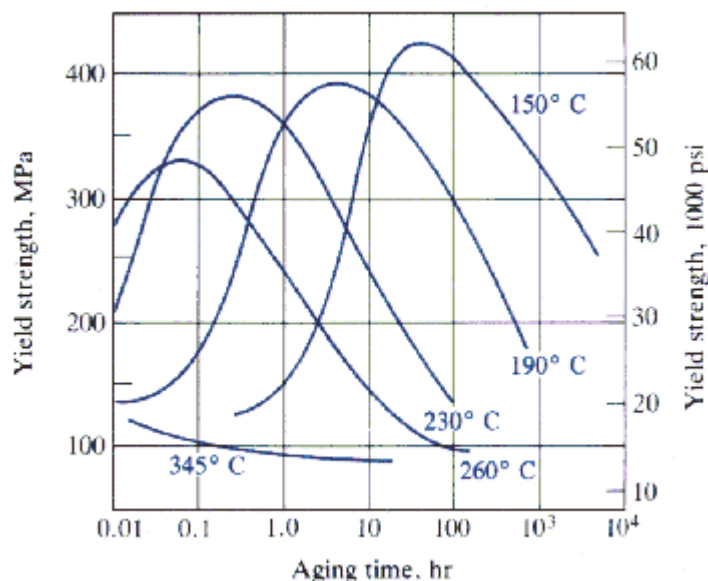


Figura 3.27– Curve durezza - tempo a diverse temperature di invecchiamento.

Si consideri invece l'effetto della **composizione chimica**. All'aumentare della percentuale di soluto aumenta la temperatura di solubilizzazione TS e ciò dà la possibilità che si verifichi un ingrossamento del grano durante la fase di solubilizzazione: aumentano le dimensioni medie del grano della matrice di alluminio e conseguentemente calano le proprietà resistenziali, tra cui la durezza. Tuttavia un aumento di soluto provoca una maggior quantità di precipitato dopo invecchiamento, aumentando il valore della durezza massima. Inoltre una maggior quantità di soluto e una conseguente maggior sovrasaturazione a fine tempra consente di avere una maggior forza motrice del processo di invecchiamento: divengono più alta la cinetica di invecchiamento e conseguentemente si riducono i tempi per ottenere il picco di durezza.

Questo può essere un fatto non sempre positivo. In alcune leghe, come quelle alluminio - magnesio, la precipitazione del composto può avvenire anche a temperatura ambiente. Ciò significa che il pezzo può cambiare proprietà durante la sua vita (si dice che il pezzo "vive") e si deve tenere conto dell'*overaging* in base al tempo di vita richiesto del manufatto.

La percentuale di soluto e la temperatura di invecchiamento sono quindi scelte allo scopo di ottenere un buon compromesso tra le varie esigenze.

3.4.2. Leghe suscettibili di bonifica

Come già anticipato, la bonifica è quel trattamento termico che si realizza in due fasi successive:

- riscaldamento, permanenza ad una temperatura prefissata e rapido raffreddamento (tempra);

- nuovo riscaldamento e mantenimento a temperatura più bassa (che in qualche caso può essere la temperatura ambiente) per un certo tempo (invecchiamento).

Per quanto fin qui visto, le condizioni per cui una lega di alluminio sia suscettibile di bonifica, e che quindi con tale trattamento consegua i voluti miglioramenti di caratteristiche meccaniche, sono:

- a) la lega deve presentare una curva di solubilità di un componente nella soluzione solida α crescente con la temperatura;
- b) il componente che si separa deve possedere proprietà indurenti nei confronti della soluzione, secondo quanto già descritto.

In linea generale, occorrerebbe aggiungere la condizione che la curva di solubilità sia situata a livelli di temperature tecnicamente accessibili dai normali mezzi utilizzati per il riscaldamento, ma ciò, evidentemente, per le leghe di alluminio, non è un problema.

La condizione a) è soddisfatta da numerosi leganti: basti vedere ad esempio i diagrammi binari di equilibrio Al-Cu, Al-Si e Al-Mg.

La condizione b) invece è soddisfatta solo da un certo numero di composti. I principali composti indurenti delle leghe di alluminio industrialmente utilizzati sono:

- CuAl_2 , Al_2CuMg ed il complesso Al-Mg-Zn-Si;
- Mg_2Si ;
- MgZn_2 ed il complesso Al-Mg-Zn-Cu.

Questi composti sono formati da quattro elementi Cu, Si, Zn, Mg, che quindi sono *leganti fondamentali* delle leghe da trattamento termico. Ne deriva che in sostanza le leghe da bonifica fanno parte dei gruppi 2xxx, 6xxx, 7xxx, ossia dei sistemi Al-Cu con eventuali altri leganti o correttivi, Al-Mg-Si, o più precisamente $\text{AlMg}_2\text{-Si}$, e Al-Zn-Mg. Inoltre in

queste leghe, il componente che si separa, riprecipitando in maniera opportuna, sfavorisce lo slittamento delle dislocazioni e la distorsione o rottura del reticolo cristallino. Le variazioni percentuali del limite di snervamento e della durezza delle leghe bonificate sono di oltre il 200-300% rispetto non solo all'alluminio puro ma anche a quelle della lega stessa non trattata.

3.4.3. Ricottura

Gli scopi del trattamento termico di ricottura, applicato alle leghe di alluminio, possono essere diversi, e per questo motivo vengono classificati in base all'obiettivo che si intende raggiungere.

I trattamenti di ricottura si possono quindi classificare in:

- 1) *Ricottura di omogeneizzazione*: viene effettuata su leghe monofasi, per conferire la omogeneizzazione delle fasi in equilibrio. Essa ha lo scopo di riportare all'equilibrio chimico e strutturale una lega soprassatura o solidificata male e si effettua a temperature elevate per un tempo piuttosto lungo, dovendo agire sulla struttura cristallina, ed è in genere seguita da un lento raffreddamento per far precipitare le fasi soprassature;
- 2) *Ricottura di eterogeneizzazione*: è richiesta sulle leghe leggere aventi, a temperatura ambiente, strutture formate da una soluzione solida e da costituenti solubilizzabili, solitamente, ad alta temperatura. Il nome attribuito a questo trattamento deriva, appunto, dalla separazione del costituente completamente solubilizzato nella soluzione solida α : tale operazione ha lo scopo di differenziare le singole fasi della struttura, provocando la coalescenza degli

elementi eterofasi. I risultati che si raggiungono con la ricottura di eterogeneizzazione sono quindi del tutto opposti a quelli che si ottengono con la ricottura di omogeneizzazione;

- 3) *Ricottura di distensione*: viene impiegata per eliminare le tensioni interne derivanti da un raffreddamento troppo rapido su pezzi di dimensioni rilevanti e di forma geometrica non regolare. Il riscaldamento della lega per l'esecuzione del trattamento termico si effettua a 300-350°C (sufficiente ad ottenere fenomeni di creep, o scorrimento viscoso, locale);
- 4) *Ricottura di ricristallizzazione*: viene fatta ad una temperatura intermedia tra quella di ricottura vera e propria e quella di distensione. Riscaldando il pezzo intorno ai 255°C, si provocano quelle modifiche strutturali indispensabili per impedire sensibili variazioni dimensionali durante l'impiego. Essa tende a ridurre (riassestando i grani preesistenti) od eliminare (formando una nuova struttura cristallina, ed in tal caso le temperature di trattamento sono più elevate) gli effetti di incrudimento dovuto a deformazioni plastiche. Il trattamento si esegue sia su getti, che su materiali già sottoposti a trattamento di bonifica;
- 5) *Ricottura di stabilizzazione*: questa operazione ha lo scopo di provocare la stabilità dimensionale o quella delle caratteristiche tensili.

3.4.4. Designazione dei trattamenti termici di tempra

Il sistema di designazione dei trattamenti termici usato negli Stati Uniti per l'alluminio e le sue leghe, è usato per i prodotti in ogni loro forma ad eccezione dei lingotti. Tale sistema è basato sulla sequenza di trattamenti meccanici o termici utilizzati per produrre le variazioni

delle caratteristiche volute.

La designazione del trattamento di tempra, che consiste in una singola lettera maiuscola, segue quella della lega ed è da essa separata mediante un trattino. Ulteriori informazioni in merito al trattamento di tempra o alle successive lavorazioni per deformazione plastica sono fornite mediante l'aggiunta di una o più cifre dopo la lettera. Queste cifre, quindi, denotano la specifica sequenza di trattamenti, i quali producono la voluta combinazione di caratteristiche nei prodotti.

Nell'elenco seguente vengono indicate le designazioni relative al trattamento di tempra di solubilizzazione. Per questo trattamento si utilizza la lettera T, seguita da un numero che va da 0 a 10 per indicare una specifica sequenza di procedure.

- T0 o 0: materiale semplicemente ricotto e lasciato raffreddare lentamente. In tal modo, se si tratta di una lega di alluminio da deformazione plastica si ha la completa ricristallizzazione. Si ottengono così buona duttilità e stabilità, ma minori caratteristiche meccaniche.
- T1: raffreddamento da elevata temperatura in processi di modellazione ed invecchiamento naturale a condizioni sostanzialmente stabili. Questa designazione si applica a prodotti che non sono lavorati a freddo dopo la modellazione ad alte temperature come la colata o l'estrusione e per i quali le proprietà meccaniche sono stabili dopo l'invecchiamento;
- T2: raffreddamento da elevate temperature in processi di modellazione, lavorazione a freddo e invecchiamento naturale fino a condizioni stabili. Queste variazioni si riferiscono a prodotti che sono lavorati a freddo specialmente per incrementare la resistenza dopo il raffreddamento da lavorazioni a caldo come

la laminazione o l'estrusione e per i quali le proprietà meccaniche vengono stabilizzate da un processo di invecchiamento;

- T3 e T351: trattamento termico di tempra di soluzione, lavorazione a freddo ed invecchiamento naturale. Il processo T3 viene applicato a prodotti che sono lavorati a freddo per incrementare le caratteristiche meccaniche dopo la tempra di solubilizzazione e per i quali si ha la stabilizzazione delle proprietà meccaniche dopo l'invecchiamento. L'ultima specifica X51 si applica a lamiere spesse, a laminati o stampati a freddo: questi sono caratterizzati da notevole incrudimento e non vengono sottoposti a raddrizzatura;
- T4 o TN: trattamento termico di tempra di soluzione e invecchiamento naturale a condizioni stabili. Si riferisce a prodotti che non sono lavorati a freddo dopo la tempra di solubilizzazione e per i quali le proprietà meccaniche si stabilizzano dopo l'invecchiamento;
- T5: raffreddamento da elevate temperature di processi di modellazione e invecchiamento artificiale. Il trattamento T5 fa riferimento a prodotti che non sono lavorati a freddo dopo processi di modellazione ad elevate temperature come la colata in getti o l'estrusione e per i quali le caratteristiche meccaniche sono incrementate dal trattamento termico di precipitazione (invecchiamento artificiale);
- T6 o TA: tempra di soluzione ed invecchiamento artificiale. Si riferisce a prodotti che non sono lavorati a freddo dopo la tempra di solubilizzazione e per i quali le proprietà meccaniche e la stabilità dimensionale ricevono un incremento sostanziale dopo l'invecchiamento artificiale;

- T7: tempra di soluzione ed iperinvecchiamento o stabilizzazione. Si riferisce a prodotti da lavorazione plastica che hanno subito un invecchiamento artificiale al di là del punto di massima resistenza per incrementare particolari caratteristiche come la resistenza alla tensocorrosione e la corrosione di esfoliazione;
- T8: tempra di solubilizzazione, lavorazione a freddo e invecchiamento artificiale. Questa designazione si riferisce a prodotti che sono lavorati a freddo soprattutto per incrementare la resistenza dopo la tempra di solubilizzazione e per i quali le caratteristiche meccaniche o la stabilità dimensionale sono raggiunte dopo il trattamento di invecchiamento;
- T9: tempra di solubilizzazione, invecchiamento artificiale e lavorazione a freddo. Si fa riferimento a prodotti lavorati a freddo per incrementare la resistenza dopo che essi hanno subito la precipitazione;
- T10: raffreddamento da temperature elevate di processi di modellazione, lavorazione a freddo e invecchiamento artificiale. Il trattamento T10 si riferisce a prodotti che sono lavorati a freddo per incrementare la resistenza dopo il raffreddamento da lavorazione a caldo come laminazione o estrusione e per i quali le proprietà meccaniche hanno subito un incremento dall'invecchiamento artificiale.

Capitolo 4

Saldatura dell'alluminio: processi e problematiche

4.1. Generalità.

Le connessioni in fase di assemblaggio di componenti per realizzare una struttura complessa, quali ad esempio l'automobile, devono essere in grado di assicurare valori di resistenza predeterminati e praticamente costanti durante la vita della struttura. Le giunzioni di ogni costruzione metallica rappresentano punti di discontinuità, il cui livello di affidabilità costituisce l'affidabilità dell'intera struttura: il cedimento accidentale di un solo giunto, sia esso di natura fisica o chimica, determina sempre uno stato di crisi che può compromettere l'intera struttura.

Nel caso delle leghe di alluminio, nello specifico settore automobilistico, le connessioni, come precedentemente detto, sono di vario tipo: collegamenti bullonati, rivettature, giunzioni per deformazione plastica, incollaggi, saldature (ad arco, a resistenza, brasatura, per attrito, ecc.). Risulta opportuno soffermarsi sui fenomeni e le problematiche relative alla saldatura in generale e alla saldatura delle leghe di alluminio, oggetto di questo lavoro: verranno così analizzati vari aspetti della saldatura, e per ognuno di essi si mostreranno le caratteristiche e le implicazioni.

Prima di mostrare le caratteristiche della saldatura dell'alluminio e delle sue leghe è opportuno mostrare il concetto di *saldabilità*: questa è definita come la capacità di un materiale di essere saldato sotto le condizioni di fabbricazione imposte in una specifica ed appropriata struttura, e di assolvere in modo esaustivo all'impiego previsto. In pratica il termine saldabilità sta a significare la possibilità

di realizzare saldature corrette e di ottenere un manufatto che fornisca le prestazioni richieste durante l'esercizio.

È necessario quindi tenere conto sia di aspetti meccanici, come la durezza, la duttilità, la resistenza all'impatto, sia di aspetti relativi alla corrosione, come la suscettibilità all'attacco elettrochimico.

Una corretta saldatura non dovrà causare l'insorgere di dannose discontinuità, quali ad esempio criccate a caldo (sia effetto della saldatura stessa, che conseguenza del trattamento termico post-saldatura), criccate a freddo (causate da assorbimento di idrogeno, in presenza di umidità), porosità o vuoti.

Oltre a questo, bisogna tenere in conto che per effetto della saldatura le proprietà del metallo base vengono modificate non solo nella zona del cordone, ma anche nella ZTA (zona termicamente alterata), regione adiacente alla giunzione vera e propria, che non si mescola ad essa, ma è strutturalmente modificata dal calore generato dalla saldatura e dal ciclo termico da essa indotto.

Ovviamente l'utilizzabilità di una saldatura è legata all'applicazione cui il particolare pezzo saldato è destinato.

4.2. Aspetti principali della saldatura dell'alluminio.

I principali fattori che caratterizzano la saldatura dell'alluminio sono: conduttività termica, coefficiente di dilatazione termica lineare, caratteristiche del metallo fuso e conduttività elettrica.

- **Conduttività termica:** Questo fattore è il più importante tra quelli che caratterizzano la saldatura e la saldabilità in generale. In base ai valori forniti nel secondo capitolo di questa tesi, si può affermare che nel caso della saldatura dell'alluminio bisogna fornire il calore necessario alla fusione quattro volte più velocemente che per l'acciaio a basso tenore di carbonio per raggiungere le condizioni ottimali di riuscita del giunto saldato. L'elevata conduttività termica delle leghe di alluminio aiuta la solidificazione del bagno fuso, ma porta anche ad una rapida dispersione del calore in seno al metallo: è pertanto opportuno utilizzare fonti di calore potenti e concentrate, per evitare che la zona interessata da alterazioni di tipo termico risulti troppo estesa.
- **Coefficiente di dilatazione termica lineare:** Il coefficiente di espansione termica lineare, che restituisce una misura dell'allungamento del materiale all'aumentare della sua temperatura, è circa il doppio di quello dell'acciaio: bisogna quindi effettuare la saldatura con molta attenzione, al fine di evitare inaccettabili variazioni delle dimensioni del giunto saldato. Risulta così opportuno eseguire prima della saldatura un'operazione di *appuntatura*, effettuando dei punti di saldatura lungo i lembi per rendere la situazione più stabile. Gli elevati valori di questo coefficiente e della conduttività termica sono la prima causa delle notevoli distorsioni che spesso caratterizzano la saldatura dell'alluminio, non consentendo elevate velocità di esecuzione del giunto.

- **Caratteristiche del metallo fuso:** Gli intervalli di fusione delle leghe di alluminio, così come il calore specifico e il calore latente, sono considerevolmente più bassi rispetto a quelli del rame e dell'acciaio: di conseguenza la quantità di calore necessaria alla saldatura risulta relativamente bassa.
- **Conduttività elettrica:** Come detto, l'alluminio ha una conduttività elettrica molto elevata, ad esempio rispetto all'acciaio, e questo lascia intendere che, seppur rispetto a quest'ultimo si debbano raggiungere temperature più basse, bisogna comunque impiegare notevoli quantità di corrente. Questo parametro assume fondamentale importanza in una saldatura a resistenza: infatti la resistenza che il metallo oppone al passaggio di corrente è la causa del calore sviluppato, necessario a dare origine alla saldatura.

4.2.1. Problematiche della saldatura dell'alluminio.

L'alluminio e le sue leghe, pur se in diversa misura a seconda della composizione e delle caratteristiche fisico-meccaniche, sono in genere saldabili. Tuttavia la saldatura di questi materiali presenta specifici inconvenienti che richiedono accorgimenti e tecniche particolari. Basti pensare al fatto che non tutti i procedimenti di saldatura sono applicabili indistintamente alle varie leghe.

Con le tradizionali tecniche di saldatura per fusione (TIG, MIG, a gas, ecc.) è possibile saldare le leghe da lavorazione plastica (sottoforma di laminati,

trafilati, estrusi, ecc.) delle serie 1xxx, 3xxx, 5xxx, 6xxx e quelli di media resistenza della 7xxx, purché non contenenti rame se non in piccole quantità.

Per le leghe della serie 2xxx in particolare i procedimenti menzionati comportano notevoli difficoltà di esecuzione, dovute alla presenza di uno strato di ossido, resistentissimo e praticamente impenetrabile, e alla tendenza a dare origine a cricche in fase di fusione e solidificazione, legate alla presenza di intervalli di passaggio di fase molto estesi, che possono causare strati fusi o solidificati in anticipo rispetto al metallo base. Per queste leghe risultano più efficaci altri tipi di saldature, come quella per attrito.

Oltre alle leghe da deformazione plastica, sono considerati saldabili anche i getti in lega da fonderia, purché privi di difetti e in particolare di porosità.

Analizziamo singolarmente i problemi più significativi, riportando per ognuno di essi le conseguenze e i metodi per evitarli.

4.2.1.1. Problemi derivanti dall'ossido superficiale.

Come noto, l'alluminio e le sue leghe, in presenza di aria, mostrano la tendenza a ricoprirsi immediatamente in superficie di uno strato di ossido (allumina Al_2O_3), il cui spessore è mediamente di 10 Å. Lo spessore e la velocità di formazione dipendono da molteplici fattori, fra cui soprattutto la composizione della lega (il magnesio, ad esempio, anche se in piccole percentuali, ne accelera la formazione) e la temperatura (all'aumentare di quest'ultima, lo spessore dello strato tende ad aumentare, così come la sua velocità di formazione).

Da quanto detto, è ovvio che durante un processo di saldatura, in cui le temperature sono tali da dar luogo alla fase liquida, o comunque raggiungono valori in prossimità dell'eutettico, la formazione di Al_2O_3 è inevitabile e rapida.

È opportuno rimuovere lo strato di ossido prima di sottoporre l'alluminio ad un processo di saldatura per fusione: l'allumina può essere rimossa meccanicamente (smerigliatura, limatura, raschiatura) o per pulitura chimica, con l'ausilio di opportuni solventi.

L'ossido Al_2O_3 fonde a circa 2050°C , valore molto più alto della temperatura di fusione del metallo base: questi può rimanere intrappolato all'interno del bagno fuso causando gravi conseguenze come perdita di duttilità, formazione di cricche, zone in cui non si raggiunge la perfetta fusione. In caso di saldature con materiale d'apporto, le gocce fuse di quest'ultimo si rivestono rapidamente di una pellicola solida di ossido che, per la sua insolubilità nel metallo fuso e per le caratteristiche fisiche, impedisce la corretta esecuzione del giunto. Se si tentasse di portare a fusione l'ossido, si otterrebbe, come naturale conseguenza, il surriscaldamento del materiale sottostante o la sua fusione in quantità superiore al necessario.

Un'altra caratteristica dell'allumina che condiziona il processo è la sua massa volumica elevata (3600 kg/m^3) in rapporto a quella della lega fusa (alluminio 2300 kg/m^3 ; valore massimo delle leghe di alluminio 3000 kg/m^3). Per questo motivo, l'ossido ha la tendenza a rimanere inglobato, durante la successiva solidificazione, all'interno del cordone, creando quindi disomogeneità e

inclusioni: ciò può causare lo scadimento della resistenza meccanica del giunto, e favorire fenomeni di corrosione.

Durante la saldatura, l'ossidazione può essere prevenuta, proteggendo l'intera area interessata alla fusione e al riscaldamento tramite gas inerti, flussi antiossidanti, oppure con l'utilizzo di opportuni rivestimenti. Qualora si utilizzino dei gas, la scelta ricade su elio o argon o una miscela dei due; i flussi sono generalmente costituiti da una miscela di fluoruri e cloruri di potassio, sodio e litio.

Perché tali protezioni esercitino una favorevole azione nei riguardi della saldatura, devono avere diverse caratteristiche: temperatura di fusione e peso specifico inferiori a quelli del metallo da saldare, capacità di portare in soluzione l'ossido, buona coesione e aderenza al metallo fuso onde formare una pellicola protettiva, capacità di combinarsi con i gas nocivi eventualmente presenti (in particolare l'idrogeno).

I flussi, solidificati sulla superficie nelle zone di saldatura, debbono essere poi asportati: se ciò non avvenisse, essi continuerebbero ad esercitare la loro azione assorbente nei confronti dell'allumina che si forma successivamente nella zona di saldatura, dando luogo ad un vero e proprio fenomeno corrosivo, in quanto eliminano lo strato passivante di ossido.

A differenza di una saldatura per fusione, come sarà più chiaro in seguito, nel caso di saldatura per attrito non risulta necessario eliminare l'ossido superficiale: infatti, pur essendo notoriamente duro e resistente, questo viene

completamente distrutto dall'agitazione e dal mescolamento causati dall'utensile rotante, e questo è uno dei grandi vantaggi di questo tipo di giunzione.

4.2.1.2. Difetti di saldatura.

I difetti di saldatura sono delle interruzioni nella struttura fisica della giunzione che alterano il risultato finale che si vuole ottenere, costituendo un pericolo in fase di utilizzazione.

I difetti possono essere classificati in tre ampie categorie: con riferimento al progetto, con riferimento al processo di saldatura e con riferimento a ragioni metallurgiche.

La classe di *difetti relativi al progetto*, include problematiche che coinvolgono dettagli di progetto o strutturali, come ad esempio la scelta sbagliata del tipo di giunto di saldatura per una data applicazione o variazioni inaccettabili attraverso le sezioni della giunzione.

I difetti relativi al processo includono:

- *Taglio*: un solco fuso nel metallo base adiacente alla base del giunto e non riempito di metallo base.
- *Inclusione di scoria*: una particella solida non metallica resta intrappolata nella metallo saldato o tra il metallo saldato e il metallo base.
- *Porosità*: difetto a forma di cavità formatosi da gas intrappolato durante il processo di solidificazione.

- *Sovrapposizione*: la protrazione del metallo saldato oltre la testa, la faccia o la radice del giunto saldato.
- *Difetto da rimozione del sostegno*: danno provocato dalla rimozione del sostegno della base del giunto utilizzato per sopportare il metallo fuso.
- *Cavità di restringimento*: cavità provocata nel metallo saldato dal naturale ritiro durante la solidificazione.
- *Inclusioni di ossido*: particelle di ossido superficiale che non sono state fuse e che sono intrappolate nel metallo saldato.
- *Insufficienza di fusione (LOF)*: condizione caratterizzata da una fusione incompleta del metallo.
- *Insufficienza di penetrazione (LOP)*: condizione nella quale la penetrazione della saldatura è inferiore alle specifiche.
- *Crateri*: aree di depressione alle estremità della saldatura o nel pozzetto di metallo fuso.
- *Spruzzo*: particelle di metallo fuso che vengono espulse durante il riscaldamento e che non entreranno a far parte della saldatura.
- *Insufficienza di riempimento*: una depressione sulla faccia della saldatura o sulla superficie di base nel metallo saldato, che si estende fin sotto la superficie dell'adiacente metallo base.

I difetti di carattere metallurgico sono:

- *Incrinatura*: difetto costituito da una frattura caratterizzata da un'apertura di forma appuntita, acuta, con un elevato rapporto lunghezza-larghezza.
- *Fessura*: difetto simile ad una piccola incrinatura, caratterizzato dal solo scorrimento delle superfici di separazione della frattura.
- *Segregazione*: la non uniforme distribuzione o concentrazione rispettivamente delle impurità o degli elementi leganti che emergono durante la solidificazione.
- *Strappo lamellare*: un tipo di frattura che intercorre nel metallo base o nelle zone termicamente alterate, risultato di un'inadeguata duttilità lungo lo spessore del giunto.

Tra i difetti menzionati ne esistono alcuni che per la loro frequenza nel verificarsi e per l'entità dell'alterazione causata nel giunto, possono considerarsi più rilevanti, come le porosità, le insufficienze di fusione e penetrazione e le cricche.

Le **porosità**, che si formano sulla superficie del cordone di saldatura o nelle zone ad esso adiacenti, hanno la caratteristica forma di una lacrima circolare o allungata: esse possono essere distribuite lungo tutta la giunzione ovvero localizzate in una piccola area, ed in particolare possono trovarsi sulla base o sulla testa del giunto stesso.

Questo tipo di difetto, come già accennato prima, può essere causato da gas intrappolato nel metallo fuso, da non adeguate operazioni di pulizia durante la

preparazione del giunto prima della saldatura, ma anche da umidità presente sul metallo base o sul metallo d'apporto, ed in tal caso la formazione dei pori è generalmente da imputarsi alla presenza di idrogeno, ben poco solubile nel metallo.

Le diverse tipologie di porosità possono essere individuate in base all'ammontare e alla distribuzione delle "bolle". Alcuni tipi sono i seguenti:

- *porosità uniformemente distribuita (c)*: caratterizzata da bolle uniformemente distribuite lungo la saldatura;
- *porosità a grappolo (a)*: caratterizzata da raggruppamenti di bolle intervallati da zone esenti da porosità;
- *porosità lineare (b)*: caratterizzata da pori che assumono una distribuzione lineare. Questo tipo di porosità generalmente si individua alla base della saldatura ed è associata alla incompleta penetrazione del giunto;
- *porosità allungata*: rappresentata da rigonfiamenti di forma molto allungata inclinati lungo la direzione di saldatura. Questa si manifesta anche nella forma di spina di pesce;
- *porosità a tarli (f)*: caratterizzata da vuoti, più precisamente solchi, di forma allungata.

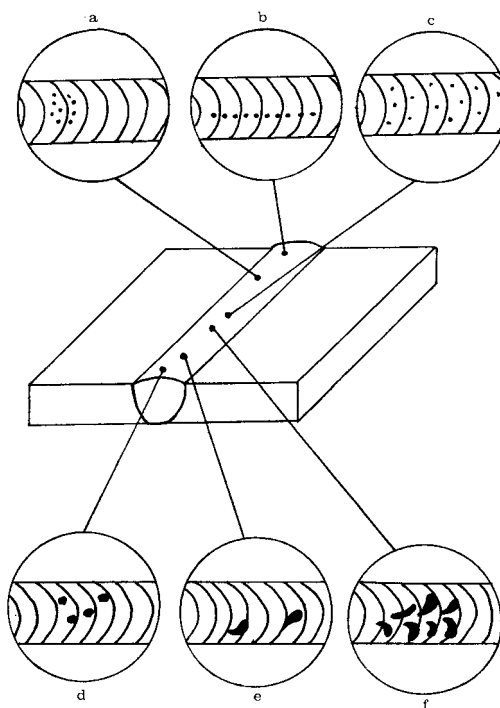


Figura 4.1 – Esempi di porosità.

Dal punto di vista elettrochimico, è importante evitare la formazione dei pori, o quanto meno individuare la loro posizione, in quanto questi possono costituire punti di innesco di corrosione. L'individuazione delle porosità viene effettuata tramite esame radiografico o ultrasonico.

Le **insufficienze di fusione e penetrazione** sono sostanzialmente causate da inadeguate condizioni di saldatura, come ad esempio nel caso di saldatura TIG, dalla cattiva manipolazione dell'elettrodo.

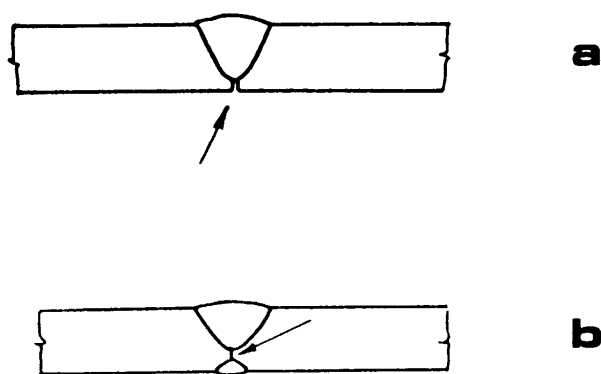


Figura 4.2 - a) mancanza di penetrazione al vertice; b) mancanza di penetrazione al cuore.

Per *fusione* si intende il raggiungimento di un livello in corrispondenza del quale i metalli base da giuntare e l'eventuale metallo d'apporto costituiscono un unico bagno. Per *penetrazione*, invece, si intende l'ottenimento di una profonda gola di metallo base e di possibile metallo d'apporto laddove prima vi erano i lembi da saldare.

È evidente che può esservi fusione pur senza completa penetrazione e viceversa. L'insufficiente fusione di solito si localizza sul lato del cordone di saldatura, mentre l'insufficiente penetrazione sul fondo del giunto (nel caso di saldatura monolaterale).

Le cause dell'insufficiente fusione possono essere imputate all'alta velocità di saldatura, ad eccessive dimensioni dell'elettrodo o dell'utensile, a scadente preparazione o sgrassatura dei giunti, ad un elevato angolo di preparazione del giunto (cianfrinatura con angolo molto acuto), a manipolazioni errate degli utensili, ecc.

Le cause dell'insufficiente penetrazione sono invece imputabili a bassa corrente di elettrodo, ad eccessive velocità di saldatura, a manipolazioni errate, ad un non completo attraversamento dell'utensile rotante lungo lo spessore, a superfici contaminate da ossidi, oli, sporcizia che impediscono la completa fusione del metallo sottostante.

Le **cricche** associate alla saldatura possono essere individuate nella saldatura stessa o nel metallo base: con tale termine si intende una limitata separazione del materiale con dilatazione o espansione prevalentemente bidimensionale.

Per quanto concerne condizioni e cause della formazione di cricche è possibile operare una suddivisione in [18]:

- *Cricche a caldo*: queste possono essere longitudinali o trasversali, e si manifestano in tutta la zona alterata dal calore generato dalla saldatura; la loro formazione è un effetto dall'ampio intervallo di solidificazione, e quindi del raffreddamento non uniforme causato dalla differente composizione locale della lega. Esiste così la possibilità di contemporanea esistenza di fase liquida e solida in presenza di forti tensioni dovute ai ritiri durante la solidificazione. Non a caso, se previsto dalla tecnica di saldatura, è opportuno utilizzare materiale d'apporto di composizione simile a quella del metallo base, di maggiore duttilità per limitarne la criccabilità. Questa categoria di difetti, può essere ulteriormente suddivisa in:

1. *cricche di solidificazione*: queste si trovano per lo più in superficie, al centro del deposito di saldatura. La loro insorgenza è legata alle sollecitazioni di trazione generate dall'impedimento opposto al ritiro da parte del deposito di saldatura già solidificato;
2. *cricche di rifusione*: si formano sulla superficie limite del deposito liquido di saldatura nella zona influenzata dal calore del metallo base, oppure in un deposito di saldatura costituito da più strati di riporto: in entrambi i casi, queste zone possono rifondersi e portare alla formazione di cricche, in seguito al ritiro dovuto al raffreddamento. Possono essere evitate adottando una bassa intensità di corrente, un maggiore angolo di apertura del cordone ed una minore velocità di saldatura.

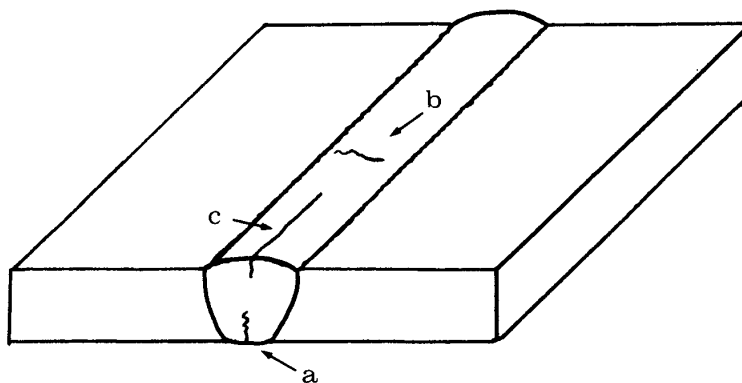


Figura 4.3 - Cricche a caldo in zona fusa: a) al vertice; b) trasversali; c) longitudinali.

- *Cricche a freddo o da ritiro*: questo tipo di fessura può manifestarsi su tutta la superficie alterata, in seguito ad un ostacolo frapposto alla contrazione. Poiché le massime tensioni di ritiro sono presenti per lo più nella direzione longitudinale del cordone, le cricche da ritiro si verificano in genere trasversalmente al cordone nel metallo base. Componenti strutturali di limitata deformabilità o malleabilità o di bassa resistenza ne favoriscono la formazione.
- *Cricche da infragilimento da idrogeno*: è noto che la solubilità dell'idrogeno nel deposito di saldatura è dipendente dalla temperatura: nel deposito allo stato liquido esiste un'elevata solubilità, mentre allo stato solido la solubilità è estremamente limitata. In questa regione, oltre a cavità e pori, possono essere così presenti impurità non metalliche, ossia zone in cui si verifica un arricchimento di idrogeno. Ora, se il deposito di saldatura viene deformato plasticamente, su queste posizioni si formano nuove superfici dove l'idrogeno viene assorbito, dissociato e poi diffuso nel reticolo ampliato determinando un infragilimento. Per la formazione di microcricche sono necessari notevoli contenuti d'idrogeno ed alte velocità di raffreddamento.
- *Cricche da indurimento*: esiste il pericolo che, in seguito al calore addotto con la saldatura si presenti un indurimento nella zona influenzata dal calore. Un riscaldamento del materiale prima della saldatura limita il gradiente di temperatura tra cordone di saldatura e metallo base, e un adeguato trattamento termico post-saldatura può ridurre

valori critici di durezza rendendola più uniforme su tutta la superficie del giunto.

- *Cricche ad intaglio*: nelle saldature d'angolo si possono osservare cricche a forma d'intaglio, su posizioni ad elevata concentrazione di sollecitazioni, quando esistano grani grossi, per lo più fragili nella zona influenzata dal calore, ed intagli geometrici. Questo fenomeno è in relazione con l'invecchiamento della lega: dopo un dato periodo di tempo esso viene ad infragilire con tendenza a rotture da trazione.
- *Cricche lamellari*: queste possono presentarsi nel caso di metalli fusi particolarmente spessi, in seguito a sollecitazioni d'esercizio in direzione dello spessore della lamina.

Ognuna delle cricche sopracitate può trovarsi trasversalmente, longitudinalmente, all'interno della zona fusa o nel materiale base.

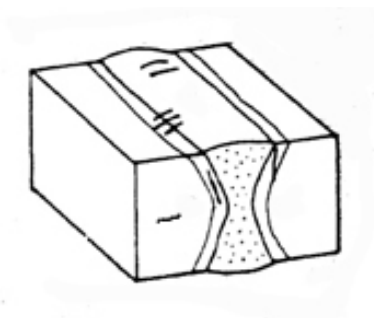


Figura 4.4 – Posizioni probabili delle cricche.

Le cricche che appaiono sulla superficie del giunto possono essere intercettate con esame magnetico o con liquidi penetranti, mentre l'esame radiografico è indicato per individuare la direzione lungo la quale la cricca si

sviluppa. Infine l'esame agli ultrasuoni è molto utile per evidenziare cricche nella zona saldata [19].

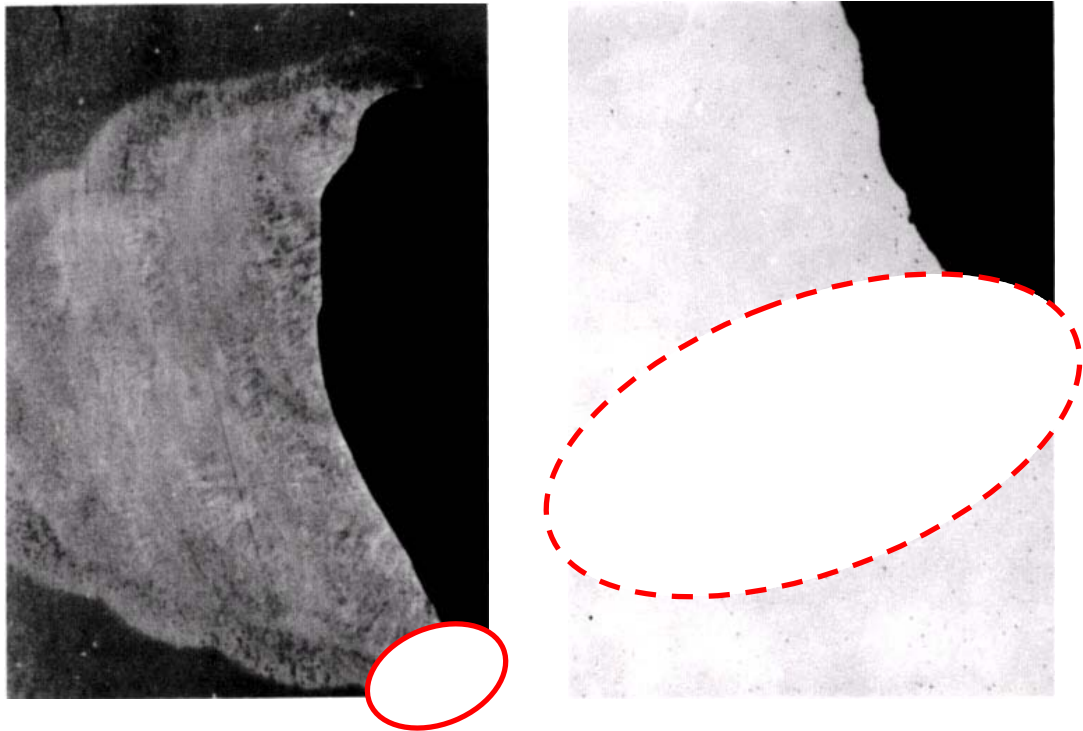


Figura 4.5 – Cricca in ZTA provocata da eccessiva durezza e presenza di tensioni residue.

4.2.1.3. Tensioni residue.

Le tensioni residue sono sforzi che si manifestano nei giunti saldati per effetto dell'applicazione localizzata del calore. Esse hanno la caratteristica, da qui il loro nome, di permanere nel giunto anche quando questo è stato ultimato, quando cioè questo si è definitivamente raffreddato.

Le tensioni residue, altrimenti dette tensioni interne o bloccate ovvero iniziali, sono in generale degli sforzi presenti all'interno del pezzo quando da questo sono stati eliminati tutti i carichi esterni. In particolare le tensioni termiche residue fanno riferimento a carichi di tipo termico e alle loro variazioni.

Le sollecitazioni di origine termica, sia quelle transitorie che quelle residue, possono sovente causare la formazione di cricche nei giunti. Queste sollecitazioni, inoltre, se di una certa entità in prossimità della saldatura, possono dare origine alla prematura rottura della struttura giuntata, se sottoposta a determinate condizioni.

Siccome un giunto saldato è soggetto all'azione di una sorgente termica mobile, la distribuzione delle temperature in esso non è uniforme, ma varia durante tutto il processo: di conseguenza, durante il ciclo termico di saldatura, la zona saldata e quella circostante sono soggette a complesse tensioni termiche transitorie.

Analizziamo brevemente l'andamento delle temperature e delle tensioni durante la saldatura nelle diverse sezioni del giunto (Figura 4.6).

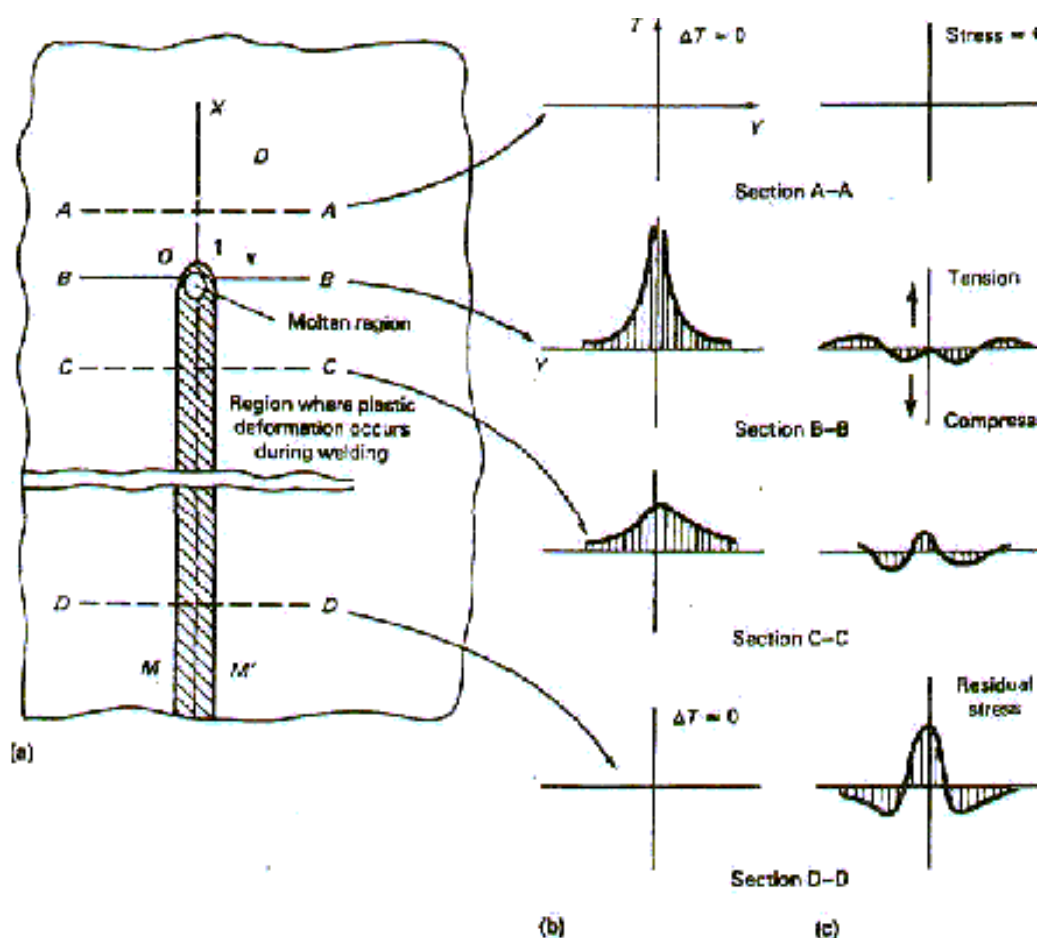


Figura 4.6 – Andamento delle tensioni residue in un giunto saldato.

Il gradiente di temperatura per le zone non ancora saldate sufficientemente lontane dalla sorgente, si può considerare nullo. Questo è invece molto elevato nella sezione attraversata dalla fonte di calore, per poi attenuarsi gradualmente all'allontanarsi di essa e diventare nuovamente nullo per distanze dalla sorgente relativamente alte.

Le tensioni nelle zone non ancora saldate possono ritenersi ragionevolmente nulle. Il discorso è più complesso nella sezione in corrispondenza della sorgente di calore: nel bagno fuso, la tensione è nulla, in quanto il metallo, essendo tale, non può esercitare alcuna resistenza propria perché cedevole; lungo la stessa

sezione, nelle zone adiacenti il bagno fuso, si ha uno stato tensionale di compressione relativamente basso essendo esse a temperatura comunque elevata: queste, che naturalmente tenderebbero ad espandersi, sono infatti contrastate dal metallo base circostante. L'andamento di queste tensioni di compressione è prima crescente, con l'aumento della distanza dall'asse di saldatura, e poi decrescente, presentando così un massimo. Nelle regioni più esterne le tensioni generate avranno valori tali da bilanciare le suddette tensioni di compressione in prossimità del bagno e saranno pertanto di trazione.

Il restringimento delle zone già saldate, invece, ormai in fase di raffreddamento, è causa di tensioni di trazione all'interno e nella zona adiacente al cordone, con un massimo in corrispondenza dell'asse di saldatura e decrescenti verso l'esterno. Ad una certa distanza dall'asse di saldatura le tensioni sono ovviamente di compressione, con andamento crescente e poi decrescente a zero. A mano a mano che il raffreddamento prosegue, le tensioni di trazione aumentano di valore, e conseguentemente, per bilanciamento, anche quelle di compressione [20].

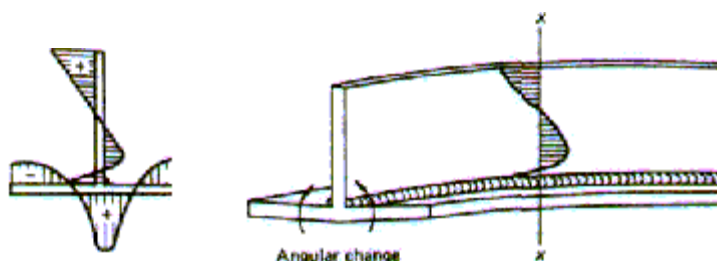


Figura 4.7 – Tensioni residue in un giunto a T.

4.2.1.4. Distorsioni nella saldatura.

Altro importante problema relativo alla difficoltà di un processo tecnologico come la saldatura in generale e la saldatura dell'alluminio in particolare, sono le distorsioni che subiscono i giunti dopo il raffreddamento.

Il motivo del verificarsi di tale fenomeno può essere attribuito al non uniforme ciclo di riscaldamento-raffreddamento che durante una saldatura subiscono sia il metallo saldato che l'adiacente metallo base, che determina così il formarsi di complesse distorsioni in seno al giunto. La loro combinazione e le conseguenti reazioni producono delle forze interne che causano curvature, rotazioni, buckling.

Queste variazioni dimensionali sono conosciute appunto come distorsioni da raffreddamento e sono mostrate in figura 4.8 .

Il problema delle distorsioni si verifica particolarmente nelle saldature dell'alluminio per le tipiche caratteristiche fisiche che questo metallo presenta: elevato coefficiente di espansione termica lineare, elevata conducibilità termica, basso modulo di elasticità. Tutto questo si traduce, a parità di tecnica di saldatura, in restringimenti tre volte superiori a quelli dell'acciaio, proprio perché il calore generato si dissipa più rapidamente nell'alluminio.

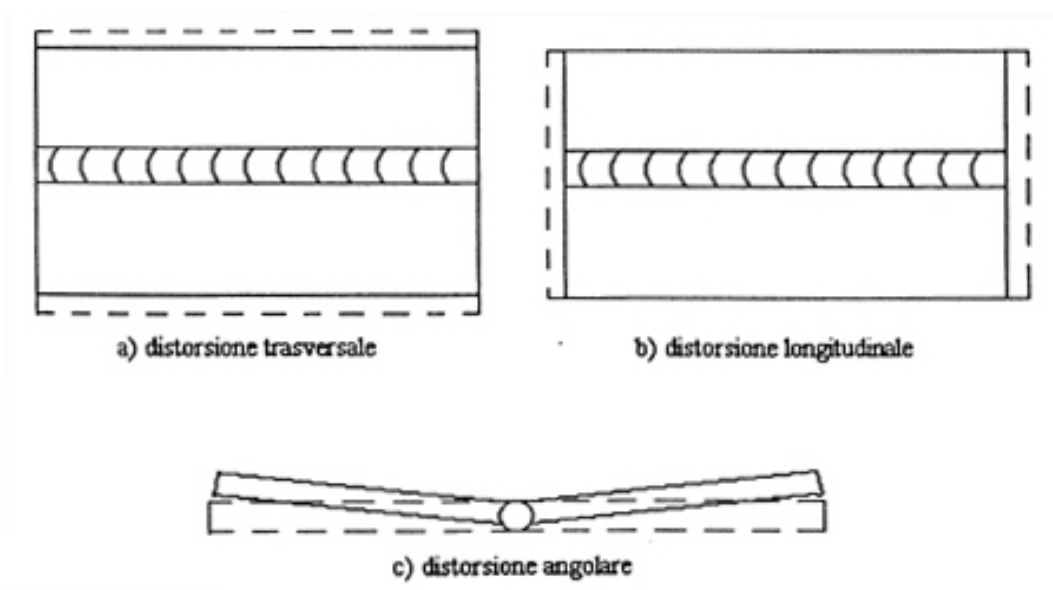


Figura 4.8 – Tipiche distorsioni uniformi da raffreddamento.

In figura 4.8-a e 4.8-b vengono mostrati una distorsione trasversale e una longitudinale nel caso di restringimento uniforme lungo la saldatura: in realtà l'uniformità della deformazione è piuttosto rara, specie se le piastre sono lunghe.

I restringimenti trasversali e longitudinali sono principalmente causati dalla contrazione del metallo base adiacente a quello saldato: durante la saldatura, infatti, tale metallo subisce un'espansione termica e, successivamente, nella solidificazione del cordone, un restringimento che causa quindi l'aliquota maggiore di contrazione trasversale. Il restringimento del metallo saldato invece, costituisce un'aliquota del 10% circa rispetto al restringimento totale.

Altre cause che determinano restringimenti non uniformi sono le distorsioni angolari, ossia la rotazione delle piastre intorno all'asse di saldatura (fig. 4.8-c) e la modalità con cui il giunto viene vincolato.

Quando due piastre vengono saldate, i lati opposti, quelli che non vengono saldati, si muovono generando una distorsione angolare. In molti casi pratici poi, l'azione che il vincolo esercita sul giunto da saldare non è uniforme. D'altro canto, siccome un serraggio del giunto molto forte determina bassi restringimenti trasversali, o, al più, abbastanza uniformi, una non uniforme distribuzione di questo serraggio determina restringimenti irregolari.

Un modo per minimizzare le distorsioni rotazionali potrebbe essere la ripresa della saldatura dall'altro lato [20] [21].

4.3. Alterazioni termiche nelle zone adiacenti il cordone di saldatura.

In tutte le leghe bonificate, la saldatura provoca nella zona termicamente alterata uno scadimento e un'alterazione delle proprietà ottenute col trattamento termico: il calore generato per effetto della saldatura e, quindi, le elevate temperature raggiunte causano nella ZTA delle modificazioni strutturali riconducibili a dissoluzione (riprecipitazione) o crescita dei precipitati. A seconda della lega di alluminio, la temperatura oltre la quale si ritiene che il materiale abbia subito un'alterazione termica, varia tra 240 e 250°C.

Tipicamente la ZTA è suddivisibile in due siti aventi caratteristiche diverse: nella zona attigua al cordone di saldatura, dove si raggiungono le temperature più alte, si può avere la risolubilizzazione completa dei grani, disponendo così di caratteristiche di bassa resistenza ma buona duttilità; nella zona in cui la temperatura è inferiore a quella di solubilizzazione ma è superiore a quella di invecchiamento cui la lega è stata sottoposta, si raggiungono vari gradi di

invecchiamento e dunque differenti caratteristiche di indurimento e duttilità in funzione della temperatura (decrescente a mano a mano che ci si allontana dal cordone) e del tempo di mantenimento a tale temperatura.

Tutte le leghe da trattamento termico richiedono un tempo di stazionamento alla temperatura di invecchiamento più o meno lungo e, nel caso di invecchiamento artificiale, anche di un lento raffreddamento successivo: tutto questo, ovviamente, non accade durante una saldatura, e la ZTA sarà così costituita da vari gradi di dissoluzione e ingrossamento dei grani a seconda delle condizioni termiche raggiunte.

Naturalmente, come sarà meglio chiarito in seguito, il procedimento di saldatura adottato e i parametri utilizzati determinano l'estensione della zona degradata: alti valori del calore generato o preriscaldamenti incrementano le dimensioni e il grado di alterazione della ZTA. Il deterioramento della ZTA può essere ridotto, ad esempio, con l'adozione di saldature in più passate, controllando la temperatura ad ogni singola passata ed evitando il preriscaldamento [22] [23].

4.4. Processi di saldatura analizzati.

I processi di saldatura analizzati sono:

- TIG (Tungsten Inert Gas)
- FSW (Friction Stir Welding)

4.4.1. TIG: Tungsten Inert Gas.

Il procedimento di saldatura TIG (o GTAW Gas Tungsten Arc Welding) fa parte dei metodi di saldatura ad arco elettrico in atmosfera inerte. In questo metodo l'arco elettrico scocca tra un elettrodo di tungsteno (o di una sua lega), che non prende parte al processo fusorio, data la sua elevata temperatura di fusione, e il metallo base. Il metallo d'apporto, se presente, viene immesso nella zona dell'arco sottoforma di bacchette, se si opera manualmente, o sottoforma di filo, se si opera con un sistema automatico.

Tutta la zona di saldatura comprendente l'arco, formata dall'elettrodo, dal metallo base fuso e dal metallo d'apporto, si trova immersa in un ambiente inerte, costituito da gas argon, o elio o miscugli dei due: questo fatto impedisce l'ossidazione del giunto saldato da parte dell'atmosfera e permette così la saldatura anche di metalli particolarmente reattivi.

L'attrezzatura necessaria per la saldatura TIG è illustrata schematicamente nella figura 4.9 .

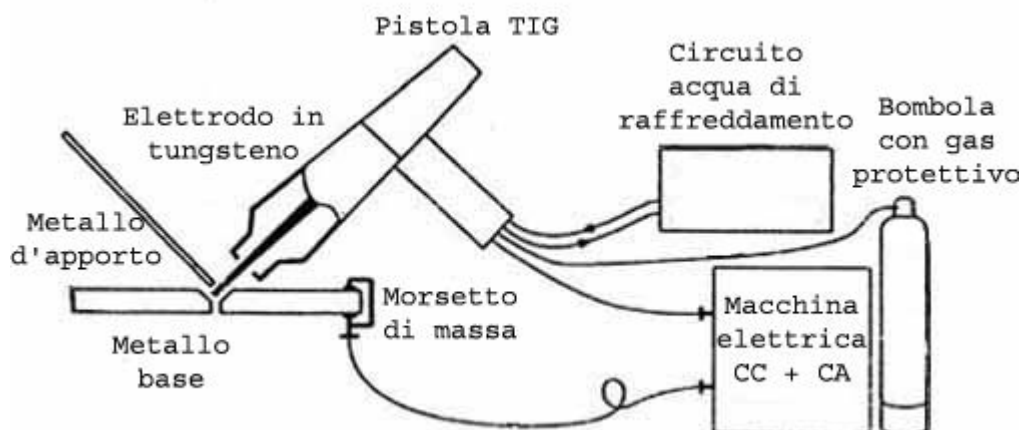


Figura 4.9 – Schema dell'attrezzatura per la saldatura TIG.

L'elettrodo di tungsteno è contenuto in una pistola portaelettrodo ed emerge da essa dalla parte centrale di un ugello dal quale fuoriesce il gas protettivo. La pistola è collegata alla macchina elettrica, funzionante a corrente sia continua che alternata, tramite una guaina contenente il cavo elettrico di collegamento dell'elettrodo, il tubo di adduzione del gas protettivo, proveniente da una bombola attraverso un apposito regolatore di pressione ed economizzatore (per limitarne il consumo), e i tubi per la circolazione forzata dell'acqua di raffreddamento della pistola stessa [16].

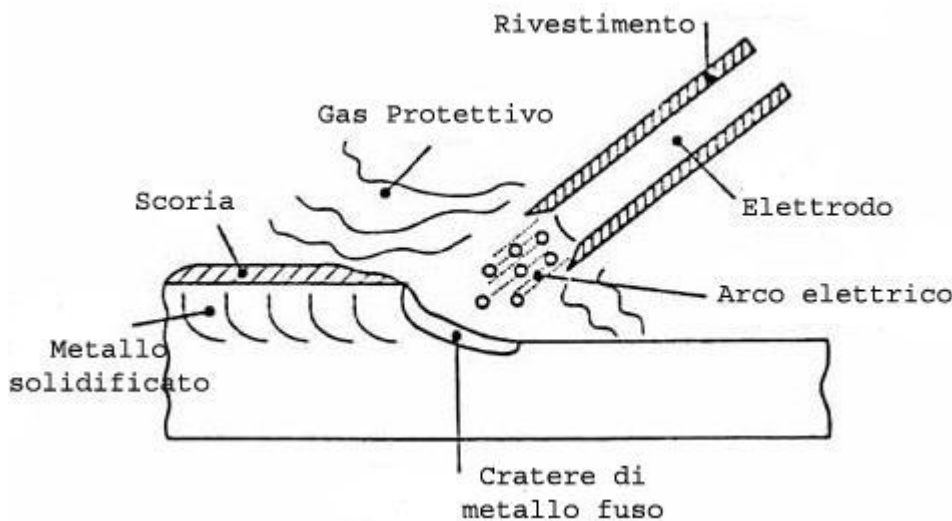


Figura 4.10 – Particolare della saldatura TIG.

L'arco elettrico, o voltaico, è prodotto dal passaggio di corrente elettrica attraverso il gas ionizzato: ne risulta che l'arco è attraversato da ioni positivi che si muovono verso il polo negativo e da elettroni che si muovono in senso opposto. Gli elettroni emessi dal polo negativo (catodo) ad alta temperatura, bombardano letteralmente il polo positivo (anodo) ad elevatissime velocità, e, attraversando il gas che separa l'elettrodo e il metallo base, producono per urto la ionizzazione delle molecole del gas protettivo. Gli ioni positivi così formati tendono a migrare verso il catodo e scontrandosi con altri elettroni emessi dal catodo stesso, si neutralizzano sviluppando una notevole energia termica: si raggiunge così la temperatura necessaria all'emissione degli elettroni e, di conseguenza, unitamente all'elevata densità di energia, si perviene alla fusione del metallo da saldare, e il fenomeno, una volta innescato, prosegue automaticamente, purché fra gli elettrodi sussista una sufficiente differenza di potenziale e una distanza non eccessiva.

Nell'arco voltaico sono evidenti le due seguenti zone: il *fuso dell'arco*, costituente la zona centrale molto luminosa, dove avviene il flusso elettronico, con una temperatura di 6000°K , che rappresenta una sorta di ponte conduttore tra l'elettrodo e il pezzo, e l'*aureola dell'arco*, che costituisce la zona esterna, formata da particelle solide o gassose ad alta temperatura, ma comunque di gran lunga inferiore a quella del fuso.

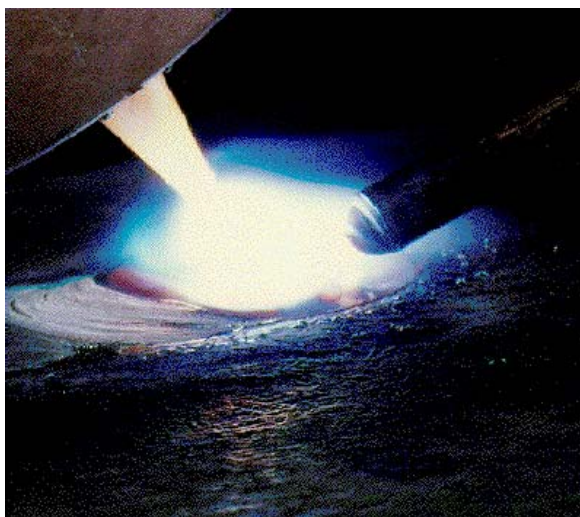


Figura 4.11 – Arco elettrico in un saldatura TIG.

La temperatura media dell'arco è dell'ordine di $3500\text{-}3600^{\circ}\text{K}$ (anodo $2500\text{-}4200^{\circ}\text{K}$, catodo $2300\text{-}3500^{\circ}\text{K}$).

Il metodo migliore per accendere l'arco è quello che prevede l'impiego di una *scintilla pilota*, provocata da elevata tensione e frequenza, che scocca tra elettrodo e pezzo quando essi si trovano a distanza ravvicinata: la scintilla provoca la ionizzazione del gas protettivo e l'accensione dell'arco. Tale alta tensione viene eliminata automaticamente alcuni secondi dopo l'accensione dell'arco se si opera

in corrente continua, mentre viene mantenuta sovrapposta alla corrente di saldatura nel caso di corrente alternata, in modo da stabilizzare l'arco.

Al termine della saldatura un sistema automatico riduce progressivamente la corrente fino allo spegnimento dell'arco, mentre il gas protettivo viene erogato per qualche secondo ancora, fino alla completa solidificazione del giunto e ad un sufficiente raffreddamento del giunto e dell'elettrodo.

Il materiale costituente l'elettrodo può essere tungsteno puro al 99.5%, tungsteno con l'1-2% di torio, oppure tungsteno con lo 0.15-0.4 di zirconio. I primi sono più economici e vengono impiegati nelle saldature meno critiche, a causa della bassa densità di corrente sopportabile e della sensibilità alla contaminazione da parte degli spruzzi di metallo fuso. I secondi hanno maggiore remissività a parità di temperatura, quindi permettono di effettuare la saldatura con l'ausilio di correnti più basse, ed hanno una maggiore durata, una maggiore resistenza alla contaminazione e inoltre formano un arco più stabile e più facilmente innescabile. I terzi hanno caratteristiche intermedie tra i primi due, ma sono generalmente utilizzati in processi di saldatura in corrente alternata.

Si è detto in precedenza che le macchine elettriche per la saldatura TIG hanno la possibilità di erogare corrente sia continua che alternata: la scelta del tipo di corrente dipende essenzialmente dal materiale da saldare. Tipicamente per l'alluminio si utilizza la corrente alternata.

Gli effetti del tipo di corrente usata sono sinteticamente i seguenti:

- *Corrente continua in polarità diretta:* Qualora si operi in polarità diretta, cioè con l'elettrodo di tungsteno al polo negativo, il flusso di

elettroni è diretto verso il metallo base, e il bilancio termico dell'arco è tale da trasferire su di esso circa il 70% del calore sviluppato. Di conseguenza la temperatura dell'elettrodo, che raccoglie il 30% del calore generato dall'arco, non è molto elevata: in queste condizioni si possono raggiungere valori di densità di corrente sopportabile dall'elettrodo pari a circa 60 A/mm^2 . L'arco è ben concentrato, la penetrazione raggiunge il massimo valore, e il bombardamento ionico cui l'elettrodo è sottoposto contribuisce all'emissione di elettroni con tensioni e correnti d'arco particolarmente basse, il che rappresenta un vantaggio nella saldatura di spessori sottili. In polarità diretta generalmente l'elettrodo è di forma appuntita per favorire l'emissione di elettroni.

- *Corrente continua in polarità inversa:* In tal caso il flusso di elettroni è diretto verso l'elettrodo (che funge così da anodo) e quindi il bilancio termico dell'arco è a favore di esso, raccogliendo circa il 70% del calore emesso. Ciò comporta un elevato surriscaldamento che obbliga ad usare elettrodi di grosso diametro per poter dissipare questo calore e porre delle limitazioni alla densità di corrente (valore massimo 5 A/mm^2) e, ovviamente, alla penetrazione. Inoltre l'emissione di elettroni da parte del metallo base crea un arco poco concentrato. L'unico vantaggio nell'uso di questo tipo di alimentazione elettrica risiede nella rottura dello strato di ossidi che si formano nel caso di saldatura di leghe di magnesio e di alluminio, grazie all'emissione

elettronica. Tuttavia, gli aspetti negativi sono maggiormente rilevanti rispetto a quest'unico vantaggio, motivo per cui questo tipo di alimentazione è poco utilizzato.

- *Corrente alternata*: Questo caso rappresenta una situazione intermedia tra le due precedenti. Il calore sviluppato, si distribuisce equamente (al 50%) tra elettrodo e metallo base. Anche la penetrazione e la concentrazione dell'arco sono intermedie, così come la massima densità di corrente sopportabile dall'elettrodo (circa 30A/mm^2). La distruzione dello strato di ossido avviene solamente nel semiciclo in cui l'elettrodo è il polo positivo. Tuttavia l'uso della corrente alternata crea problemi di stabilità dell'arco: il tungsteno e il metallo base, avendo un differente potere emissivo, danno luogo ad una corrente alternata sbilanciata tra un semiciclo e l'altro, causando l'instabilità dell'arco. Questo fatto viene evitato sovrapponendo alla corrente di saldatura una corrente con bassa intensità ma di elevata frequenza e tensione, in pratica la stessa utilizzata per generare la scintilla pilota per l'accensione dell'arco.

Come tutte le tradizionali tecniche di saldatura per fusione, il procedimento TIG determina una microstruttura della giunzione nella quale è possibile individuare due zone distinte:

- 1) il cordone di saldatura, ossia la zona sottoposta a fusione per effetto del grande quantitativo di calore sviluppato dall'arco (ricordiamo che

per le leghe esaminate si ha: $T_{\text{fusione-2024-T3}} = 638^{\circ}\text{C}$, $T_{\text{fusione-6061-T6}} = 652^{\circ}\text{C}$;

- 2) la zona termicamente alterata, perfettamente analoga a quella già illustrata nel procedimento FSW, ad eccezione della maggiore estensione e del più elevato grado di invecchiamento a causa delle temperature senza dubbio più elevate in un procedimento TIG.

Per un'analisi più profonda si rimanda ai successivi capitoli.

4.4.1.1. Proprietà e vantaggi della TIG.

La saldatura TIG è un metodo molto efficace che permette di ottenere saldature di elevata qualità con quasi tutti i materiali metallici, ad eccezione, ovviamente, di quelli a bassa temperatura di fusione, come stagno, piombo e zinco. In particolare essa è molto adatta per le leghe di alluminio, nelle quali l'eventuale formazione di ossido Al_2O_3 , altamente refrattario, causerebbe problemi nel giunto, di magnesio e dei materiali reattivi come titanio e zirconio.

Essa è particolarmente adatta per gli spessori sottili, dato che la forte remissività dell'elettrodo di tungsteno permette di mantenere archi stabili con correnti relativamente basse (fino a circa 15-20 A). L'impiego nel campo degli spessori medio-grandi è sicuramente possibile, ma il metodo TIG non è economicamente conveniente rispetto ad altri (MIG e arco sommerso), caratterizzati da penetrazioni e deposizioni orarie maggiori.

Il processo TIG è un metodo di saldatura costoso, sia per il costo di macchine e attrezzature, sia per quello dell'elettrodo di tungsteno, sia, soprattutto,

per quello dei gas utilizzati (argon o elio). Esso viene generalmente riservato ai materiali più pregiati e/o agli spessori più sottili.

Con tale processo è possibile saldare con procedimento normale o automatico, per l'esecuzione di giunti sia in piano che verticali, con l'esclusione della saldatura sotto testa, data la difficoltà di sostenere il bagno fuso molto fluido.

Nel caso di esecuzione automatica è necessario un sistema di avanzamento meccanico della pistola o dell'insieme pistola-materiale d'apporto. Tipicamente la velocità di marcia, di avanzamento dell'arco, varia nell'intervallo 30-40 cm/min.

Occorre ricordare che a causa delle elevatissime temperature raggiunte, l'arco emette una luce abbagliante e radiazioni ultraviolette ed infrarosse: bisogna quindi proteggere la vista con lenti speciali, oltre che cautelarsi dal calore e da eventuali spruzzi di materiale fuso, nonché dai fumi tossici liberati.

Saldando col metodo TIG è possibile che il tungsteno dell'elettrodo contami il metallo base, formando inclusioni dure e fragili: tali inclusioni possono essere causate da un'eccessiva estensione dell'elettrodo, da un eccesso di corrente massima per il tipo di elettrodo utilizzato, da un'inadeguata corrente di gas protettivo, o da un gas di protezione inadeguato come ad esempio miscele di argon e ossigeno o argon e anidride carbonica. È importante quindi evitare ogni tipo di contatto tra essi.

Altre tipologie di difetti sono costituite dal cosiddetto *attraversamento di metallo fuso*, condizione che si viene a determinare quando l'arco di fusione attraversa il fondo del giunto saldato, e la *bruciatura da arco*, difetto consistente

nella presenza di alcune zone di metallo rifuso, alterato termicamente ovvero il cambiamento nel profilo superficiale di alcune parti della saldatura o del metallo base.

4.4.2. FSW: Friction Stir Welding.

La Friction Stir Welding (FSW), letteralmente in italiano “saldatura per attrito e agitazione”, è un processo di saldatura allo stato solido inventato al Welding Institute di Cambridge, in Gran Bretagna, e perfezionato dal TWI (The Welding Institute) nel 1991, ideale per giuntare leghe d'alluminio che risultano difficili da saldare tramite processi di fusione.

Nella FSW un utensile rotante, non consumabile, viene inserito in corrispondenza della superficie di contatto delle due parti da saldare, rigidamente spinte l'una contro l'altra, ammorsate e bloccate su di una piastra di sostegno: il passaggio dell'utensile rotante genera la giunzione, frutto della deformazione plastica cui sono soggetti i metalli da saldare.

Uno schema del processo e dei parametri geometrici dell'utensile è mostrato nelle figure 4.12, 4.13 e 4.14 .

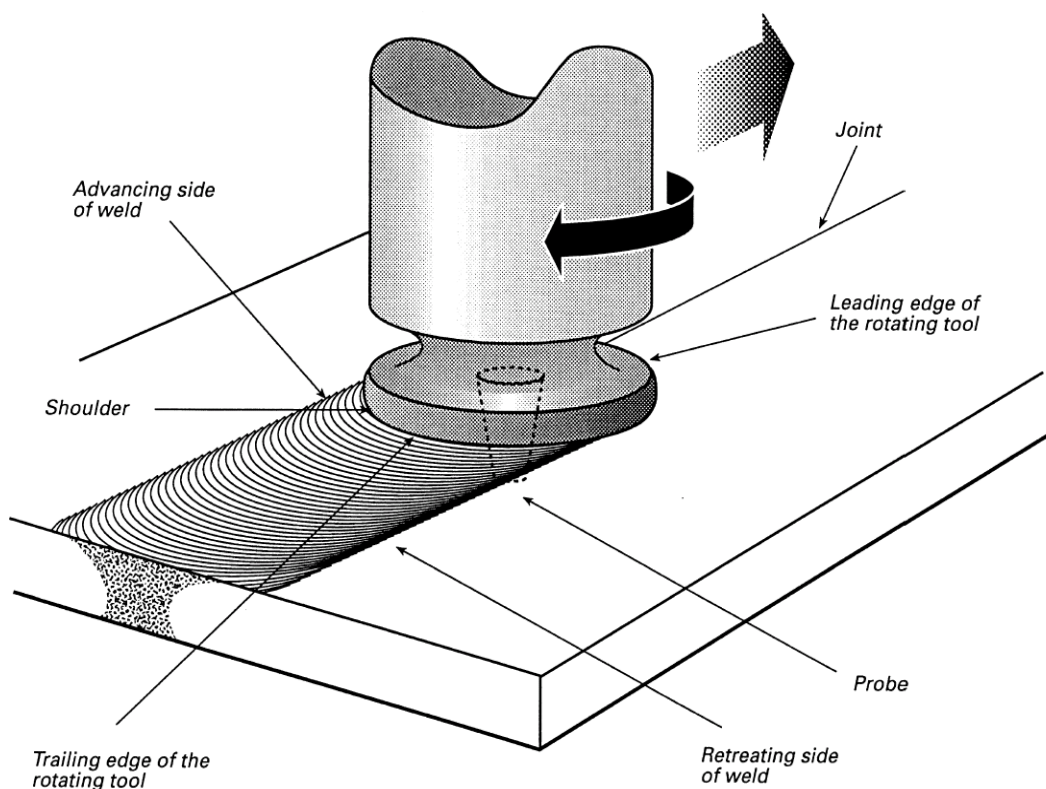


Figura 4.12 – Schema del processo FSW.

L'utensile è costituito dallo spillo, o perno, e dalla spallatura cilindrica, detta anche spalla o spallamento.

Il processo ha inizio avvicinando l'utensile rotante in prossimità della superficie di separazione delle piastre, in modo che la superficie laterale dello spillo si trovi a contatto con lo spessore del metallo, o spingendo dall'alto l'utensile e facendolo affondare tra i metalli da giuntare in corrispondenza della linea di separazione.

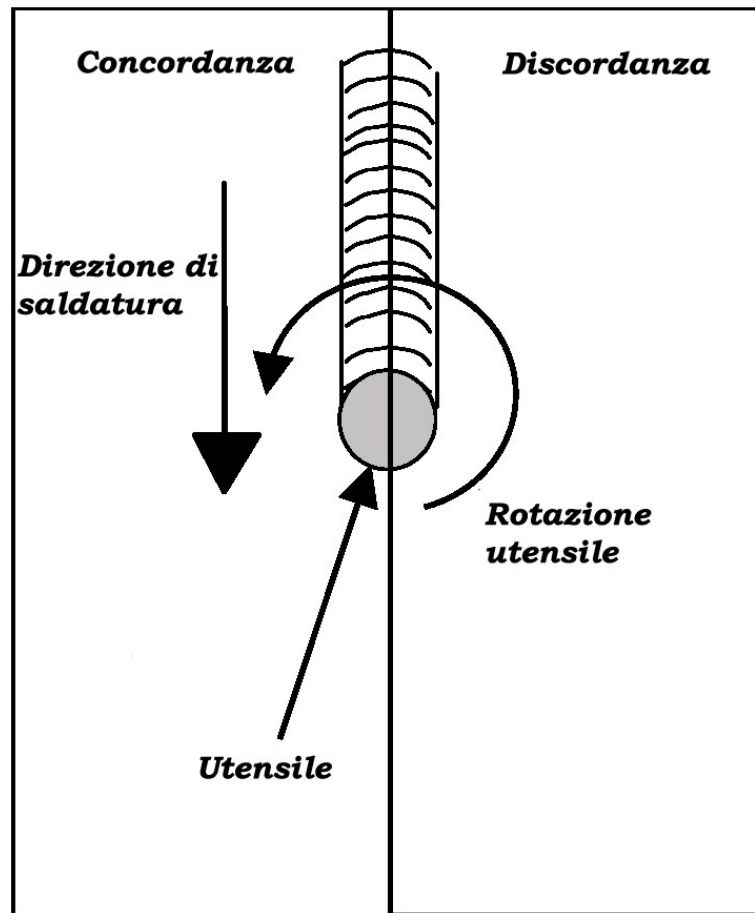


Figura 4.13 – Schema del processo FSW.

Dalla figura 4.14 si nota che è possibile inclinare l'utensile rispetto alla normale al piano di lavoro di un angolo pari a 3-4 gradi, nella direzione opposta a quella di saldatura, in modo tale che l'estremità della spalla affondi leggermente nella superficie superiore del giunto.

Tuttavia l'assenza di angolo di attacco non pregiudica la buona esecuzione del giunto.

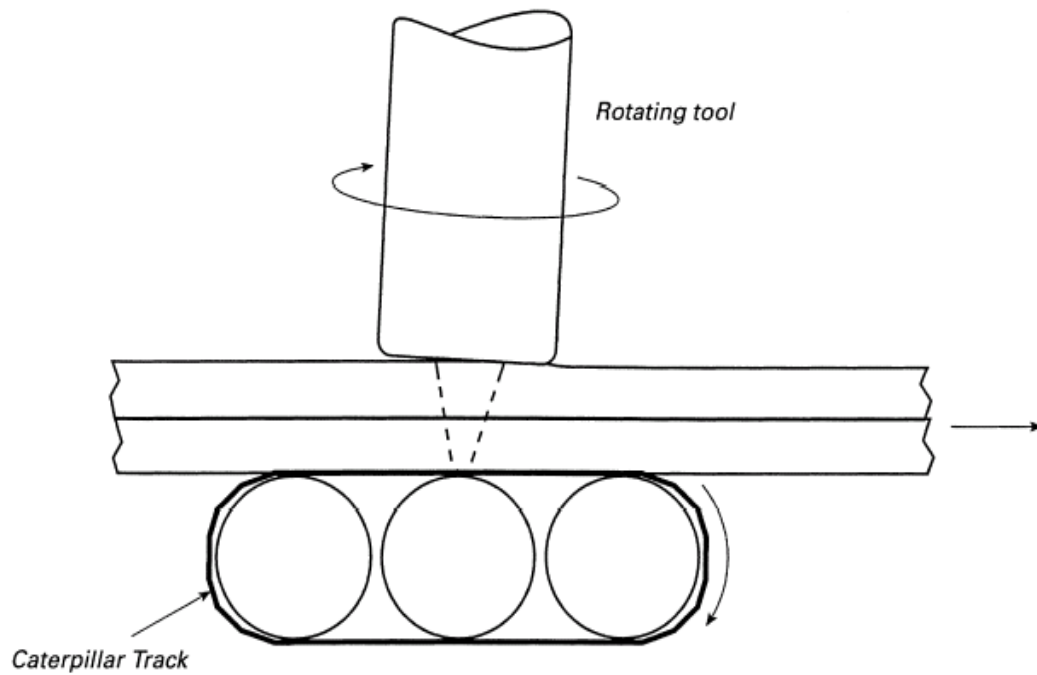


Figura 4.13 – Geometria del processo FSW.



Figura 4.14 – Esempio di utensile per FSW.

La base dello spillo deve arrivare sul fondo del giunto, in modo che lo spillo sia a contatto con i pezzi da saldare lungo tutto lo spessore, ma non deve interferire con la superficie di appoggio del pezzo. La saldatura di differenti spessori avverrà quindi con utensili aventi spilli di differenti lunghezze.

Una volta terminata la fase di attacco, fase in cui l'utensile impegna il pezzo, la semplice traslazione dell'utensile rotante lungo la linea di saldatura, determina la formazione del giunto: questo si presenterà come una fascia finemente striata, leggermente ribassata e non irregolare e sporgente come i tradizionali cordoni di saldatura.

In figura 4.13 i due lati della giunzione vengono indicati con i nomi di concordanza e discordanza: precisamente, si indica con concordanza la porzione del giunto nella quale la velocità di avanzamento e la velocità periferica di rotazione dell'utensile sono concordi, mentre si indica con discordanza la parte in cui tali velocità sono discordi.

Il moto relativo, dovuto alla rotazione dell'utensile, tra utensile e pezzo causa, per attrito, la generazione di calore: si ottiene così un gradiente di temperatura, con il massimo in prossimità dell'interfaccia tra lo spillo e le piastre da saldare, ma non si raggiunge in alcun punto la temperatura di fusione della lega. Il calore generato e l'elevata temperatura causano una diminuzione della tensione di snervamento del metallo, che può così facilmente essere saldato. Dal momento che non si raggiunge la temperatura di fusione, non si ha variazione di volume durante la solidificazione e questo comporta bassi valori delle tensioni residue post raffreddamento.

La massima temperatura raggiunta, ovviamente in corrispondenza della parte centrale del cordone di saldatura, è funzione del rapporto tra la velocità di rotazione e la velocità di avanzamento dell'utensile: in generale, al crescere di tale rapporto, il valore della massima temperatura cresce. È importante osservare, che

se tale rapporto cresce per la diminuzione della velocità di avanzamento, il tempo durante il quale una porzione di materiale è a contatto con l'utensile aumenta, e conseguentemente aumenta il tempo durante il quale una parte del pezzo si trova alla massima temperatura. Quindi più "lenta" sarà la saldatura, maggiore sarà il tempo di esposizione ad una certa temperatura, per un dato valore della temperatura massima [24].

Il meccanismo di formazione della saldatura tramite FSW può essere assimilato ad una estrusione e forgiatura delle piastre da saldare. La maggior parte della deformazione viene causata dall'azione di taglio che l'utensile esercita sui pezzi: per effetto della rotazione, il metallo che si trova a contatto con lo spillo viene trasferito verso la zona strisciante, ossia il metallo viene estruso intorno al perno ed immediatamente forgiato dal passaggio della spalla. L'asse longitudinale dell'utensile sarà quindi l'asse di forgiatura, mentre la direzione di traslazione, ossia la direzione di saldatura, sarà l'asse di estrusione. Il materiale rimescolato è in genere trascinato molte volte attorno all'utensile prima di depositarsi [24] [25].

Recentemente è stato dimostrato, che il materiale fluisce anche verticalmente, ossia dalla superficie superiore parte del metallo di partenza viene forzato verso il basso, e contemporaneamente dalla parte inferiore una porzione di materiale fluisce verso l'alto [26].

La forgiatura e l'estrusione, insieme con la rotazione dell'utensile, sono responsabili della caratteristica microstruttura assunta dal metallo saldato tramite FSW. La figura 4.15 mostra come la microstruttura della sezione della zona saldata possa essere suddivisa in quattro zone distinte [27]:

- 1) la *nugget zone*, al centro della saldatura, corrispondente alla zona dove scorre lo spillo (le sua estensione è di poco più grandi rispetto a quella dello spillo), che risulta essere costituita da piccoli grani ricristallizzati;
- 2) la zona di contatto con lo spallamento, detta anche *flow arm*, corrispondente alla superficie lungo la quale striscia l'utensile, e che è costituita da una zona più estesa ma meno profonda della precedente;
- 3) la zona termomeccanicamente alterata (ZTMA o TMAZ), che è l'area che circonda la nugget zone, dove il materiale non è sottoposto all'azione diretta di taglio da parte dello spillo, ma è comunque deformato dal suo passaggio. In realtà anche la nugget zone e la zona di contatto con lo spallamento, sono alterate meccanicamente e termicamente, ma la distinzione tra di esse è necessaria, data la differente struttura granulare e il conseguente diverso comportamento elettrochimico;
- 4) la zona termicamente alterata (ZTA o HAZ), adiacente alla ZTMA, che corrisponde ad una regione che ha subito alterazioni di tipo termico, ma non risulta deformata plasticamente. I confini tra tale zona e quelle che la circondano (ZTMA e materiale integro) possono essere determinati sia analizzando la struttura granulare presente, come sarà meglio precisato in seguito, sia dal punto di vista teorico, basandosi sul valore della temperatura raggiunto in questa regione.

L'analisi microstrutturale di ognuna delle zone sopracitate verrà effettuata nel capitolo relativo alle prove sperimentali.

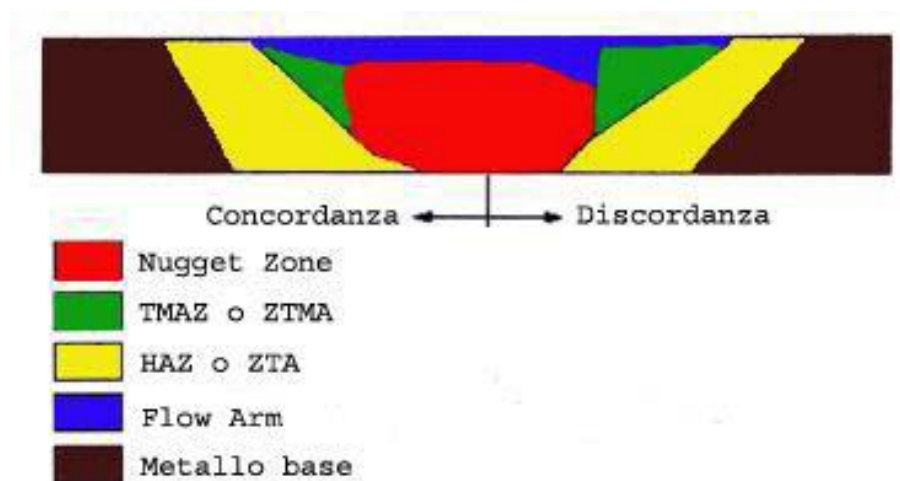


Figura 4.15 – Microstruttura tipica della sezione di un giunto saldato mediante FSW.

4.4.2.1. Proprietà e vantaggi della FSW

I vantaggi del processo FSW sono messi in evidenza soprattutto nella saldatura dell'alluminio e delle sue leghe. La FSW è una saldatura che avviene interamente allo stato solido, raggiungendo quindi temperature che sono di gran lunga più basse rispetto a quelle raggiunte con i processi di fusione convenzionali: questo comunque non vuol dire che le caratteristiche del materiale che costituisce il cordone di saldatura siano uguali a quelle del metallo base, come sarà meglio dimostrato in seguito.

In ogni caso la FSW è un processo molto robusto, nel senso che si possono ottenere giunti saldati con una variazione dei parametri di processo in ampi intervalli; ovviamente l'utilizzo di una combinazione di parametri piuttosto che un'altra, determinerà delle variazioni della microstruttura e delle proprietà del giunto saldato.

Col processo FSW si possono eseguire con facilità giunti di testa e a sovrapposizione, ma sono possibili giunti d'angolo ed altri tipi particolari, che devono però essere progettati tenendo conto del metodo, dell'accessibilità e dell'eventuale piena penetrazione richiesta.

Con una sola passata, si possono saldare spessori compresi tra 1.2 a 15 mm, mentre per spessori tra 15 e 75 mm, che normalmente possono essere saldati solo con metallo d'apporto, si deve eseguire la saldatura da ambo i lati [28].

La velocità di saldatura dipende da numerosi fattori, quali lo spessore dei lembi da saldare, le caratteristiche della lega (o delle leghe se si saldano materiali differenti), ma soprattutto la geometria e le velocità di rotazione e avanzamento dell'utensile.

Le forme che lo spillo dell'utensile può assumere sono molteplici: può infatti essere troncoconico, a “botte”, filettato, ecc.

A tal proposito l'utensile riportato nello schema di figura 3.4 presenta uno spillo filettato. Nel caso in cui lo spillo sia dotato di filettatura maschia, si verifica un maggiore rimescolamento del materiale, grazie alla maggiore superficie di interazione e a un vantaggioso effetto coclea da parte della stessa filettatura. I provini da noi realizzati sono stati ottenuti con utensili rotanti con spillo liscio di forma troncoconica in acciaio C40 e C38 bonificato.

Recenti studi hanno messo in evidenza che i giunti saldati mediante FSW mostrano eccellenti caratteristiche di resistenza a fatica, trazione, piegamento, nonché elevati valori di durezza, caratteristiche che si presentano migliori anche rispetto a giunti ottenuti con altri processi di saldatura [29].

Queste positive caratteristiche sono essenzialmente dovute all'omogeneità del cordone di saldatura: la FSW è infatti una saldatura autogena per definizione e priva di materiale d'apporto. Inoltre, dato che le temperature raggiunte sono più basse rispetto alle tecniche tradizionali alterano in misura minore i risultati ottenuti con eventuali trattamenti termici pre-saldatura. In particolare, la zona del cordone, maggiormente sollecitata termicamente e meccanicamente, è rinforzata dal notevole incrudimento causato dalle elevate deformazioni plastiche, risultando, allo stato, la zona meno debole dal punto di vista meccanico di tutta la struttura giuntata.

La saldatura FSW presenta inoltre altri vantaggi: nessun impiego di gas di protezione, assenza di fumi e gas, nessuna preparazione del giunto, eccetto la normale sgrassatura, possibilità di giuntare tra loro metalli diversi e/o con spessori e stato superficiale differenti con notevole facilità ("tailored blanks"), elevata semplicità ed economicità dal punto di vista energetico, non dovendo raggiungere la fusione, e buona qualità della giunzione. Inoltre, se le velocità di rotazione e avanzamento dell'utensile sono ottimizzate, vi è soprattutto un limitato rischio di cricche e una totale assenza di vuoti, porosità o altri difetti di saldatura.

Con questa tecnica è possibile saldare non solo pezzi piani e dritti, ma anche profilati cavi e curvilinei, a patto di usare macchinari e utensili adatti.

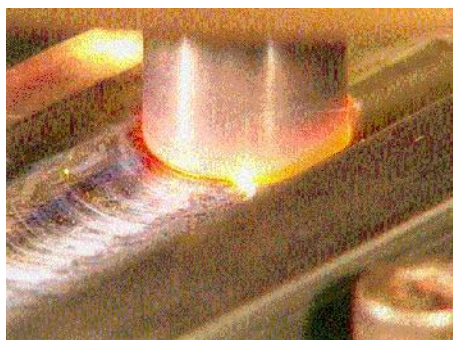


Figura 4.16

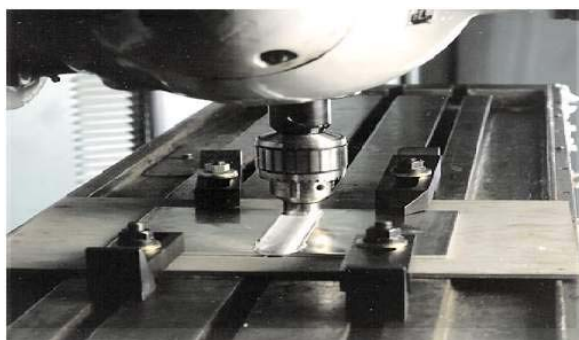


Figura 4.17.

Va comunque segnalato che tale metodo presenta alcuni inconvenienti, quali la necessità di una maschera di saldatura molto rigida al fine di garantire la stabilità e il mantenimento dei componenti nella corretta posizione per tutto il processo: in caso di errato bloccaggio dei metalli da giuntare, si può incorrere in notevoli distorsioni sia longitudinali che trasversali.

Altro inconveniente, è la possibile presenza di un foro all'estremità della giunzione, in corrispondenza del punto di allontanamento del pin dal pezzo, al termine della saldatura. Nel caso di giunzioni longitudinali, si può ovviare a tale problema facendo avvenire il distacco dell'utensile su di un tallone asportabile; invece, nel caso di saldature circolari realizzate su un arco di 360°, tale semplice accorgimento è inadottabile: allora si può pensare di chiudere il foro con altri processi, o di adottare un utensile con pin retrattile (fig. 4.15).



Figura 4.15 – Utensili con pin retrattile brevettati dalla ESAB

Esistono molteplici potenziali applicazioni della FSW, che attualmente coprono una vasta gamma d'impieghi: dalle costruzioni navali, ferroviarie e automobilistiche, alla produzione di motori elettrici ed elementi refrigeranti, fino alla costruzione di ponti e all'industria alimentare.

4.4.2.2.Geometrie dell' utensile

Affinché il processo di saldatura FSW fornisca giunzioni di alta qualità è necessario porgere notevole attenzione ad una serie di parametri di processo. Un fattore chiave nella buona riuscita della saldatura è la scelta di un appropriato utensile. Le differenze sostanziali che sussistono tra gli utensili sono connesse alla geometria del pin, sia in termini di sezione trasversale che di superficie laterale, la

quale può presentare una filettatura a passo fisso o progressivo. Le alternative al classico utensile a pin cilindrico liscio, rappresentate nella seguente figura, costituiscono un valido alleato soprattutto nella realizzazione di saldature a sovrapposizione, le quali, effettuate con pin tradizionali, possono presentare soluzioni di continuità al vertice del cordone, sebbene si riscontri un buon aspetto.

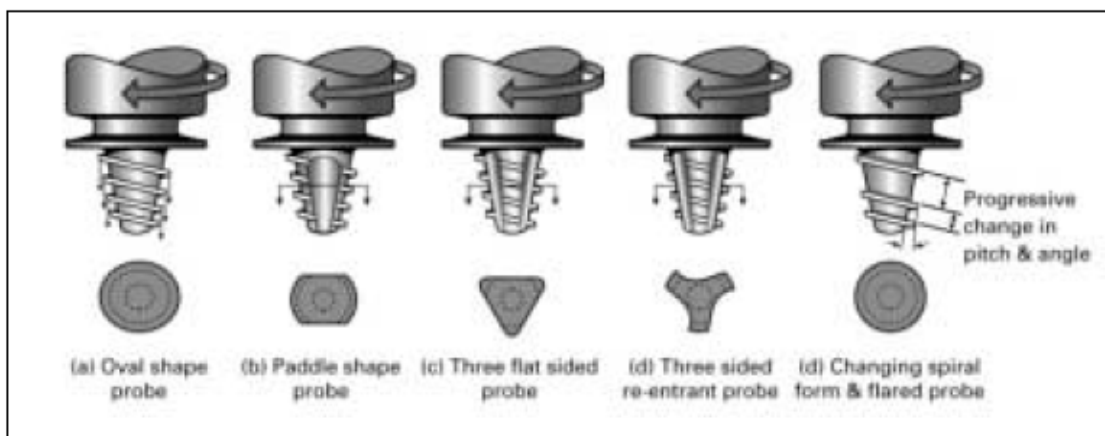


Figura 4.16 – Varie geometrie dell'utensile

In generale gli utensili a geometria particolare (figura 4.16) garantiscono la completa distruzione dello strato di ossido all'interfaccia, un maggiore mescolamento del metallo e una saldatura più profonda, consentendo di saldare, senza problemi, spessori fino a 50 e 60 mm. Inoltre essi forniscono l'ulteriore beneficio di riuscire a saldare con velocità di avanzamento doppie, rispetto a quelle consentite con l'utilizzo di pin convenzionali.

Le sezioni particolari dei pin, da un lato riducono il volume impegnato dalla stessa spina, mentre dall'altro aumentano il rapporto tra il volume di materiale mescolato ed il volume di metallo, comunque interessato dalla saldatura, che rimane statico. Per quanto riguarda la superficie laterale della spina, si può rilevare la presenza di un elica che la avvolge, a volte accompagnata da scanalature longitudinali: queste

caratteristiche agevolano la frantumazione e la dispersione dell'ossido all'interno della regione di giunzione, rendendo non necessaria la preparazione dei giunti.

4.4.3. Applicazioni industriali della FSW

Indubbiamente il maggior numero di applicazioni finora sviluppatesi con l'uso della FSW interessa il campo delle leghe di alluminio. Esaminiamo ora una brevissima rassegna di alcuni campi industriali in cui è stata applicata tale tecnologia:

- *Costruzioni navali ed offshore petrolifero.*

Questo settore è senz'altro quello che utilizza più di ogni altro manufatti saldati con tale tecnica ovviamente abbinata a processi di saldatura tradizionale MIG.

I semilavorati realizzati con la FSW sono grandi pannelli piani costituiti da profili estrusi (generalmente in leghe di alluminio della famiglia 6000), che andranno a costituire fiancate o ponti di nave, quindi strutture che possono contenere anche qualche chilometro di giunzioni saldate.

Al momento è in costruzione, presso lo stabilimento di Monfalcone della Società Fincantieri, una grande nave da crociera i cui ultimi tre ponti superiori sono realizzati integralmente in lega di alluminio, saldati prevalentemente con FSW.

Analogamente, facciate di palazzine per l'alloggio di personale operante sulle piattaforme petrolifere, veri e propri edifici modulari a più piani, sono saldate per la maggior parte con FSW.

- *Costruzioni aeronautiche/aerospaziali.*

È forse questo il settore industriale che ha conferito alla FSW il più elevato livello tecnologico. Nel 1999 fu lanciato il primo razzo spaziale fabbricato dalla Boeing Co., avente il modulo intermedio interamente saldato mediante FSW: il “Delta II” in cui i tre serbatoi di carburante, pressurizzati, erano completamente saldati con FSW. Tra il 1997 e il 2000 la Boeing Co. ha installato presso i suoi stabilimenti ben sei macchine FSW per lo sviluppo e la fabbricazione di componenti aerospaziali.

Ma il traguardo più ambizioso è certamente l’approdo di tale tecnologia nella costruzione di aeromobili di linea. Sono stati attivi di recente ben due progetti europei: “WAFS” (Welding of Airframe using Friction Stir), sotto leadership di BA e System, e il TANGO (Technology Application to the Near Term Bussines Goals and Objectives of the aerospace industry), sotto la leadership di Airbus Industry ed il coinvolgimento di 34 partner provenienti da 12 nazioni. Alla base di questi progetti esiste l’ipotesi di una massiccia sostituzione della rivettatura con giunzioni FSW, specialmente nelle giunzioni longitudinali e circonferenziali della fusoliera di aeromobili.

- *Trasporti terrestri.*

Un altro campo di grande interesse per le applicazioni di tale tecnologia, è indubbiamente quello del trasporto su rotaia: la grande varietà di sezioni ricavabili mediante estrusione di leghe di alluminio (prevalentemente del tipo AA 6xxx) ed il fatto che la FSW è la tecnologia ottimale per realizzare giunzioni rettilinee, fa sì che si possano ottenere carrozze ferroviarie lunghe da 18 a 24 metri assemblando profili estrusi di sezione diversa, a partire dal pianale inferiore via via fino al tetto.

4.5 Corrosione nelle leghe di alluminio.

Il decadimento tecnologico di un metallo, prodotto da un processo corrosivo, non è soltanto connesso alla dissoluzione macroscopica del metallo, ma si riferisce anche alla riduzione dell'efficienza funzionale della struttura. In ogni caso il degrado del materiale metallico è di natura chimica ed avviene, nel tempo, con una certa gradualità, per cui si può concludere che per corrosione si intende un progressivo decadimento tecnologico ad opera dell'ambiente circostante.

4.5.1 Corrosione per pitting.

Per vaiolatura o “pitting” si intende una forma di corrosione localizzata, con effetto perforante, che può determinare, in brevissimo tempo, il deterioramento della struttura metallica. Il pitting può risultare di tipo penetrante (fig. 4.18a) o di tipo cavernizzante (fig. 4.18b) e la sua intensità può portare alla rapida perforazione completa della parete metallica.

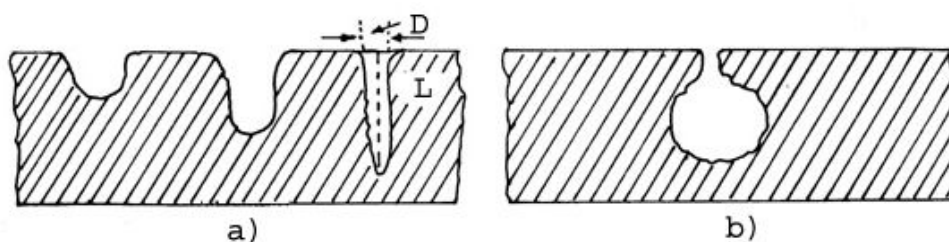


Figura 4.18 – a) pitting penetrante; b) pitting cavernizzante.

Qualunque sia la morfologia del pitting, il fenomeno è caratterizzato dalla formazione di aree anodiche localizzate, S_a , di sviluppo superficiale di gran lunga inferiore delle aree catodiche circostanti, S_c con un rapporto S_c/S_a che può raggiungere anche un valore pari a 10^5 . Ciò crea condizioni di flusso di correnti anodiche localizzate di densità notevole, e quindi a rapido effetto perforante.

Dal punto di vista morfologico, non esiste, per la definizione di pitting, un rapporto minimo D/L tra diametro esterno e profondità del pitting, ma in generale L risulta sempre molto maggiore di D , il cui valore medio si aggira tra 0.1 e 1 mm, ma che talvolta può assumere anche dimensioni microscopiche.

La formazione di pitting si verifica solo quando particolari tipi di materiali metallici sono sottoposti a specifici condizioni di corrosione; tali materiali sono quelli attivo-passivi e comprendono alluminio, ferro, nichel, magnesio, zirconio, zinco, rame, stagno, ed alcune leghe quali gli ottoni e gli acciai inossidabili, che risultano affetti da corrosione per pitting per azione di soluzioni a debole carattere ossidante contenenti ioni specifici (ad esempio alogenuri, perclorici, ecc.); in particolare l'acqua di mare risulta un ambiente estremamente favorevole alla corrosione per pitting per la presenza dello ione Cl^- .

Dal punto di vista del meccanismo si possono distinguere, per il pitting, due stadi differenti: quello di innesco e quello di accrescimento. L'innesco si verifica in corrispondenza dei punti più deboli dal punto di vista della passività: ne deriva che i bordi dei grani, le bande di scorrimento, le inclusioni, ecc., costituiscono molto spesso ottimi punti di innesco, ma ciò è ben lungi dal costituire una regola

generale tanto che il pitting può essere osservato anche su metalli purissimi, e con disposizione del tutto casuale rispetto alla struttura metallografica.

Dal punto di vista della disposizione reciproca, viceversa, si osserva che i pits si distribuiscono in modo tale che attorno ad essi si crei un'area catodica di superficie talmente grande da poter alimentare il processo anodico: da ciò ne deriva che i pits più attivi richiederanno attorno a se aree catodiche più vaste con il risultato di una minore densità di pits per superficie unitaria. La distribuzione reciproca dei pits dipenderà perciò dalla natura e concentrazione degli ioni ad azione specifica (che determinano l'innescò e l'attività interna dei pits) e dalla natura del processo catodico (che determina le condizioni di passività del metallo e l'intensità della reazione catodica). Ciò naturalmente non significa che i pits debbano necessariamente disporsi in posizioni equidistanti ma che, in caso di addensamento favorito da particolari condizioni di innescò e di accrescimento, si dovranno stabilire delle aree catodiche circostanti, del tutto prive di pits, di sviluppo superficiale tale da poter alimentare la reazione anodica dei pits in sviluppo. Ne deriva che ogni considerazione riguardante la densità del pitting dovrà riferirsi a superfici unitarie relativamente grandi in modo che il risultato assuma un significato statistico.

Al primo stadio di innescò, fa seguito un secondo stadio di sviluppo con effetto essenzialmente autostimolante, che può conferire al pit aspetti morfologici diversi, ed andamenti alcune volte assolutamente imprevedibili. Tuttavia in linea generale si può affermare che:

- il pitting tende a seguire la gravità (fig. 4.19a), con il che il pitting innescato su pareti verticali assume tendenzialmente una direzione di accrescimento in senso verticale; talvolta è sufficiente variare la posizione del metallo per variare la direzione di accrescimento del pitting;
- il pitting tende ad evitare le superfici (fig. 4.19b) risentendo dell'effetto negativo esercitato dalle pareti del metallo e dal loro diverso grado di incrudimento.

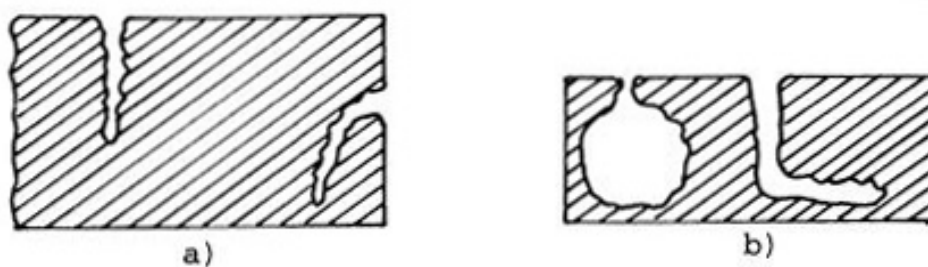


Figura 4.19 – Accrescimento del pitting: a) effetto della gravità; b) effetto delle pareti.

Dal punto di vista cinetico, nel processo di formazione di pitting si osserva che l'andamento della velocità di corrosione durante il periodo iniziale di attacco presenta notevoli irregolarità che scompaiono quando, dopo un certo tempo si sono definite le condizioni di accrescimento, e rimane definita la geometria delle aree catodiche ed anodiche. Si fa osservare infatti che non tutti i pits, una volta innescati, proseguono poi nella loro azione penetrante; molti di essi si estinguono essendo venute a mancare le condizioni di accrescimento, per esempio per

formazione nelle proprie immediate vicinanze di un pit di maggiore attività, che assorbe tutta la corrente fornita dall'area catodica circostante.

4.5.2. Pitting dell'alluminio.

Per l'alluminio si verificano quindi le condizioni di innesco e di crescita di pitting, malgrado la natura del film passivante risulti di composizione chimica e cristallografica stabile e definita ($\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot 3\text{H}_2\text{O}$, Idrargillite).

Per l'alluminio, particolare importanza assumono le impurezze tanto che in generale l'alluminio di grado commerciale (99,5%) risulta assai più suscettibile al pitting dell'alluminio raffinato (99,99%). Il ruolo delle impurezze, considerate sia come componenti volutamente introdotti in lega, sia come composti accidentali, è essenzialmente quello di formare con l'alluminio composti intermetallici precipitati che, a seconda che giochino ruolo catodico od anodico rispetto alla superficie del metallo, possono risultare promotori o no di corrosione per pitting, come sarà meglio mostrato in seguito.

Il rame, ad esempio, dà con l'alluminio composti intermetallici del tipo Al_2Cu che precipitano in seguito al trattamento di invecchiamento: tali composti intermetallici per le loro caratteristiche essenzialmente catodiche risultano sedi preferenziali per la riduzione catodica dell'ossigeno con formazione di alcalinità locale che agisce sul film di ossido, sciogliendolo; si ottengono così curiose forme di pitting anulare a sezione caratteristica (fig. 4.20) che mantengono, durante la fase di penetrazione, le caratteristiche geometriche dell'attacco superficiale (Pitting a pinnacolo).

Per leghe di alluminio con rame (durallumini) alle migliori qualità meccaniche fa riscontro, a causa di quanto ora affermato, notevole suscettibilità al pitting.

Nel caso, viceversa, delle leghe con magnesio i composti intermetallici assumono ruolo anodico rispetto alla superficie del metallo, che risulta perciò assai poco suscettibile al pitting.

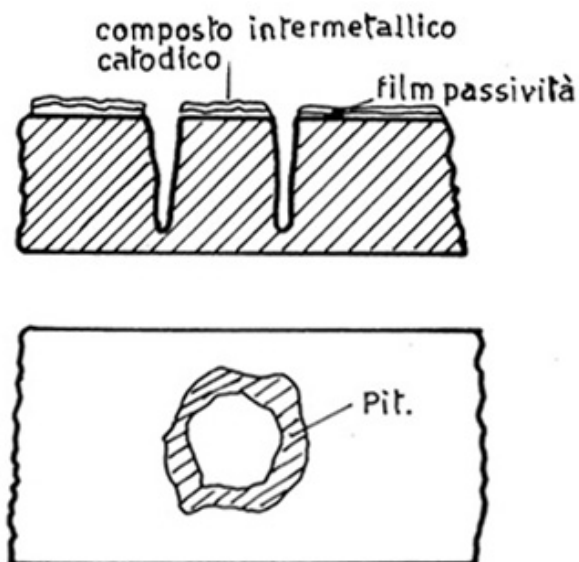


Figura 4.20 – Pitting a pinnacolo.

In ogni caso trattamenti passivanti risultano efficaci per l'alluminio per il rafforzamento del film di passività; in più, per l'alluminio si presentano le possibilità offerte dai trattamenti di anodizzazione che possono creare films di notevole resistenza anche in ambiente industriale e marino.

Per quanto riguarda la suscettibilità al pitting delle zone adiacenti la saldatura, per l'alluminio si ha la formazione superficiale di ossidi anidri di

struttura diversa da quello naturalmente formato sul metallo e di maggior suscettibilità all'innescò di pitting. Per l'alluminio, perciò, sarebbe necessario ricorrere a trattamenti decapanti, di sabbiatura e di ripassivazione post-saldatura allo scopo di ripristinare il film naturale di passività [30].

4.5.3. Processi corrosivi per la lega Al2024-T3.

Le particelle costituenti danno origine a celle galvaniche locali con l'alluminio base in soluzioni acquose aggressive: il comportamento essenzialmente catodico delle fasi distribuite sulla superficie della lega Al2024-T3 è la causa scatenante del processo di pitting, ossia della corrosione localizzata dell'alluminio base.

Lo sviluppo della corrosione localizzata, in soluzioni acquose di NaCl al 3.5% in peso, per l'Al2024-T3 porta inizialmente alla formazione di micropits superficiali nell'alluminio base che circonda le particelle a comportamento catodico. Successivamente, l'aumento delle dimensioni di ogni pit causa la coalescenza di molti di questi e la conseguente nascita di crateri più grandi e profondi nell'alluminio. La corrosione prolungata espone sempre più particelle all'elettrolita, facilitando la crescita di pits profondi, sempre secondo il meccanismo di nucleazione e coalescenza.

Il grado di corrosione localizzata, e quindi le dimensioni e la morfologia dei pits, dipende dal pH della soluzione, dalla percentuale di ioni Cl^- e in misura maggiore dal tipo di particelle e dalla loro distribuzione: pits più estesi, ad

esempio, si presentano in prossimità degli aggregati catodici di dimensioni maggiori.

4.5.4. Processi corrosivi per la lega Al6061-T6.

Il processo corrosivo tipico delle leghe come la Al6061-T6 si spiega facilmente pensando alla cella galvanica che si instaura tra i grani della lega, ricchi principalmente di Mg_2Si , e i bordi di essi, occupati da fasi tipicamente a comportamento catodico: l'aumento di composti catodici nei pressi dei contorni granulari rappresenta la causa primaria della degradazione dei grani stessi, e così della lega.

In soluzione acquosa di NaCl al 3.5% in peso, il pitting non è tuttavia il fenomeno corrosivo più evidente: in linea di principio è possibile osservare un attacco superficiale più generalizzato, che interessa i grani ricchi di magnesio uniformemente distribuiti in tutta la lega Al6061-T6.

Ciò nonostante il trattamento termico T6, cui la lega 6061 in esame è stata sottoposta, favorendo la nucleazione e la crescita dei precipitati indurenti, può dare origine ad una corrosione generalizzata meno evidente. L'invecchiamento determina un accrescimento di questi grani e quindi una maggiore superficie esposta a comportamento anodico: se poi si è in presenza di leghe ricche di impurezze di tipo catodico, che mostrano la tendenza ad agglomerarsi ai bordi dei grani, il fenomeno della corrosione localizzata diviene predominante.

Ovviamente anche nel caso della lega Al6061-T6, il grado di danneggiamento dipende fortemente dalle caratteristiche dell'ambiente aggressivo e dalla tipologia e distribuzione dei precipitati attivi.

Capitolo 5

Aspetti metallografici connessi con le saldature FSW e TIG

5.1. Effetti della saldatura: modificazioni strutturali nella ZTA.

A questo punto si rende necessaria una spiegazione dei fenomeni di carattere metallografico che possono eventualmente avere luogo in seguito al riscaldamento indotto dalla saldatura e che di fatto si manifestano in un peggioramento delle caratteristiche meccaniche e in una variazione delle proprietà elettrochimiche.

Come è noto, i trattamenti termici di bonifica hanno lo scopo di raggiungere determinati valori di durezza attraverso la tempra e il successivo invecchiamento, sia esso naturale o artificiale.

Le leghe 2024 e 6061, come tutte la maggior parte delle leghe di alluminio, presentano a temperatura ambiente una matrice di metallo base con in soluzione una piccola quantità di elemento/i di lega (fase α) e delle isole di elemento/i di lega con piccole quantità di metallo base in soluzione (principalmente fase $\theta = \text{Al}_2\text{Cu}$ per la 2024 e fase $\beta = \text{Mg}_2\text{Si}$ per la 6061).

Il meccanismo di indurimento e di miglioramento delle proprietà meccaniche è legato alla formazione di precipitati nella matrice di alluminio, in seguito alle caratteristiche dell'invecchiamento (temperatura e tempo di trattamento), secondo quanto ampiamente spiegato nel secondo capitolo di questo lavoro.

La posizione di partenza della lega 2024 è il trattamento di bonifica T3: tempra di soluzione a 493°C circa, seguita da raffreddamento in acqua, ed invecchiamento naturale. La lega 6061, invece, si trova nelle condizioni T6: solubilizzazione a circa 530°C, seguita da raffreddamento in acqua e da invecchiamento artificiale a 175°C per 8-10 ore [31].

Fondamentalmente entrambi i trattamenti di bonifica portano alla formazione delle fasi indicate nel capitolo due con la notazione τ'' , coerenti con la struttura cristallina della matrice solo in alcune direzioni cristallografiche: più precisamente nella 2024-T3 è presente la fase metastabile θ'' , mentre nella 6061-T6 si trovano i precipitati β'' .

Il riscaldamento da saldatura può provocare l'iperinvecchiamento e l'evoluzione delle strutture θ'' e β'' rispettivamente, attraverso la formazione di precipitati più grandi denominati θ' e θ per la 2024-T3 e β' e β per la 6061-T6, con sostanziale perdita delle proprietà meccaniche iniziali della ZTA.

Per spiegare dunque i fenomeni di deterioramento con la saldatura delle leghe in esame, dobbiamo indagare sui cicli termici ai quali queste sono state sottoposte, cercando di prevedere, per quanto possibile, i picchi di temperatura raggiunti e che sono evidentemente tanto più elevati quanto più siamo vicini al cordone, e notevolmente più elevati nella TIG che nella FSW.

Il punto di partenza, come accennato prima, è quello di ritenere l'esistenza dei costituenti θ'' e β'' nella ZTA. È ipotizzabile che l'alterazione termica dia luogo alla formazione delle seguenti zone [22] [32]:

- una zona di *risolubilizzazione* per le zone di materiale soggette a temperature superiori a 548°C per la 2024-T3 e a 500°C ca. per la 6061-T6. Tali temperature causano la scomparsa dei precipitati incoerenti e le caratteristiche meccaniche subiscono un deterioramento;
- una zona di *iperinvecchiamento*, in cui la temperatura massima non raggiunge i valori minimi necessari per risolubilizzare i precipitati, ma ne favorisce l'evoluzione e la coalescenza (quindi l'ingrossamento) verso altre forme metastabili. Nella 2024-T3 si hanno le trasformazioni $\theta'' \rightarrow \theta' \rightarrow \theta$ per temperature comprese tra 548 e 440°C (440°C è il limite superiore di esistenza della fase θ'), e $\theta'' \rightarrow \theta'$ fra 440 e 250°C (250°C è il limite superiore di esistenza della fase θ'). Lo stesso accade nella 6061-T6, però con intervalli di temperatura ovviamente differenti: $\beta'' \rightarrow \beta' \rightarrow \beta$ per temperature massime tra 500 e 380°C ca.

(380°C è il limite superiore di esistenza della fase β''), e $\beta'' \rightarrow \beta'$ fra 380 e 240°C (240°C è il limite superiore di esistenza della fase θ''). La zona di iperinvecchiamento rappresenta la regione della ZTA con le caratteristiche meccaniche peggiori;

- una zona *debolmente alterata* nel campo di temperature inferiori a 250°C per la 2024 e 240°C per la 6061, nella quale la temperatura massima non raggiunge i valori minimi necessari per promuovere trasformazioni di fase, ma può solo provocarne la coalescenza con una certa perdita di durezza.

Questi fenomeni sono in buona sostanza validi sia per la TIG che per la FSW, con l'unica precisazione che le massime temperature raggiunte nei due processi sono notevolmente differenti. In base a questo, si eseguirà successivamente l'analisi dei risultati delle nostre prove, focalizzando l'attenzione proprio sulla differente composizione microstrutturale originata dai due processi di saldatura nelle due leghe prese in considerazione.

5.2. Aspetti microstrutturali della TIG.

Recenti studi sulle saldature TIG hanno dimostrato la dipendenza della microstruttura generata zona di giunzione, dalla velocità del processo: a parità di calore fornito, alle alte velocità si ha la formazione di grani equiassiali nella regione del cordone, mentre si osservano strutture di forma allungata per velocità inferiori. Naturalmente, al fine di garantire la completa penetrazione e una corretta fusione, un incremento della velocità è sempre accompagnato da un incremento proporzionale nella corrente di saldatura.

A basse velocità di avanzamento ($\leq 420 \text{ mm/1'}$ $\approx 7 \text{ mm/1''}$) si possono osservare al centro del cordone di saldatura grani di forma estremamente allungata nella direzione del moto della sorgente di calore. Anche nelle zone laterali sono presenti grani allungati, ma questi tendono ad incurvarsi nei pressi del centro del cordone, risentendo dell'avanzamento dell'arco. Nella zona termicamente alterata, invece, i grani hanno forma più tondeggiante e dimensioni relativamente grandi a causa dell'accrescimento causato dagli elevati valori di temperatura raggiunti.

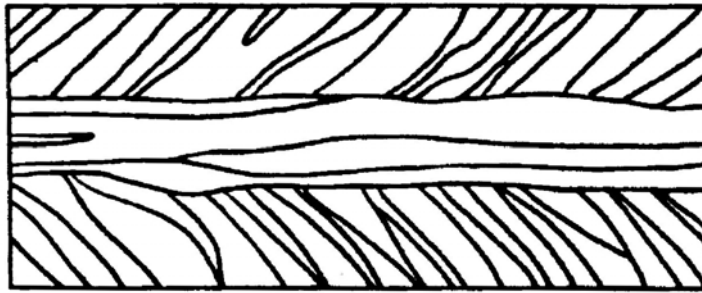


Figura 5.1 – Microstruttura tipica di una giunzione TIG per basse velocità di saldatura.

Per velocità sufficientemente grandi ($\geq 1140 \text{ mm/1'}$ $\approx 19\text{mm/1''}$), la regione centrale del giunto è formata da piccoli grani equiassiali (ca. $250 \mu\text{m}$), mentre le zone circostanti mostrano grani lievemente allungati nella direzione di saldatura.

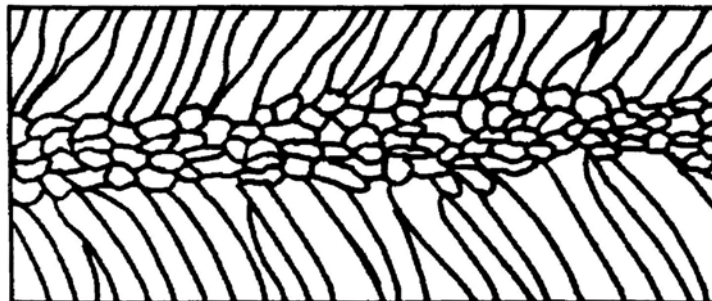


Figura 5.2 – Microstruttura tipica di una giunzione TIG per alte velocità di saldatura.

In tal caso i grani presenti nella ZTA sono comunque di forma grossomodo sferica, ma di dimensioni medie notevolmente inferiori.

Per velocità intermedie, ovviamente la microstruttura della giunzione saldata può assumere caratteristiche notevolmente variabili tra quelle precedentemente esposte.

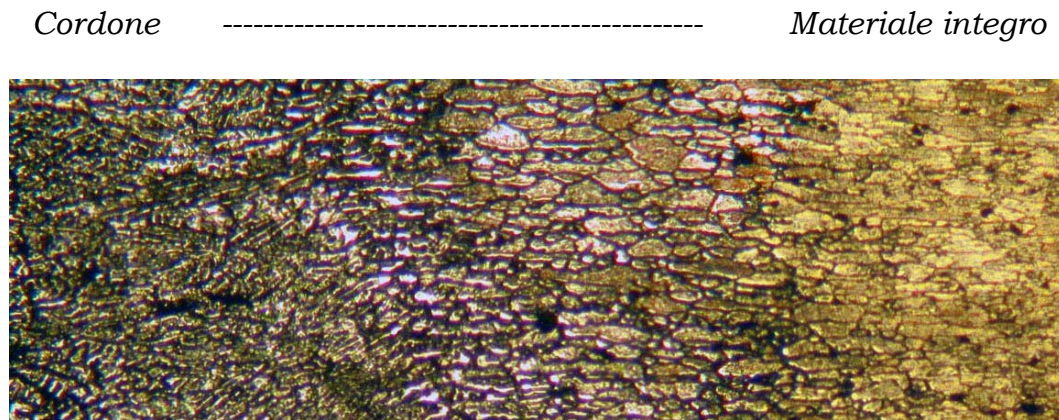


Figura 5.3 – Microstruttura di una giunzione TIG

Nella saldatura ad arco delle leghe di alluminio, la formazione di nuovi grani, siano essi allungati o equiassiali, parte comunque dalla nucleazione di particelle di seconda fase o di impurezze disciolte nel fuso: è possibile, infatti, che alcuni di questi sopravvivano nel metallo liquefatto, agendo così da germi di cristallizzazione per i nuovi grani.

Dall'esame della composizione chimica delle leghe esaminate si nota come queste vengano arricchite di elementi, quali il titanio, la cui funzione è proprio quella di dare origine ai grani e di controllarne la crescita [33].

5.2.1. Particelle di seconda fase nelle giunzioni TIG delle leghe Al2024-T3 e Al6061-T6.

In base a quanto detto sulle cause scatenanti il fenomeno di nucleazione, e sulle fasi intermetalliche presenti nel metallo base delle leghe di partenza, è possibile affermare che anche per la saldatura TIG le particelle di seconda fase più numerose nel cordone sono rappresentate da *fase θ* (Al_2Cu) e *fase S* (Al_2CuMg) nella 2024-T3, e *fase β* (Mg_2Si) e *fase Q* (Al-Mg-Si-Cu) nella 6061-T6 [33].

Tuttavia, come tutti i processi di saldatura per fusione, la TIG, data la naturale “simmetria” della sorgente di calore, fondamentalmente dà origine ad una microstruttura granulare più omogenea rispetto a quella mostrata in una FSW.

Date le elevate temperature raggiunte con questo processo è facile constatare l’insorgere di una completa risolubilizzazione nel cordone, effetto della fusione globale di tale zona.

Il fenomeno della risolubilizzazione è molto marcato anche nella ZTA: l’elevata generazione di calore determina una maggiore estensione di tale zona rispetto alla FSW e la presenza di varie tipologie di fasi intermetalliche metastabili. Queste vanno, per la 2024-T3 e 6061-T6 rispettivamente, dalle fasi θ e β in prossimità del cordone, fino ai precipitati θ' , θ'' e β' , β'' all’aumentare della distanza dal centro della giunzione.

5.3. Aspetti microstrutturali della FSW.

Uno degli aspetti principali di un giunto saldato mediante FSW è la tipica forma della nugget zone nella sezione trasversale: in figura 5.4 viene mostrata la cosiddetta *onion rings* o *struttura anulare*, nella quale si nota una forte asimmetria rispetto al centro del cordone, conseguenza della differente sollecitazione cui sono sottoposte le zone in concordanza e discordanza rispetto al moto dell'utensile rotante.



Figura 5.4 – Sezione trasversale del giunto FSW: onion rings.

Questa struttura anulare è costituita da anelli concentrici, il cui spessore diventa sempre più piccolo a mano a mano che aumenta la distanza dal centro.

Invece, la zona di strisciamento, a contatto con lo spallamento dell'utensile, la già citata flow arm, è caratterizzata da una *struttura a bande semicircolari*, come mostrato in figura 5.5.

La differente sollecitazione cui i due lati sono soggetti, rende la struttura a bande più evidente nella discordanza.

La spaziatura tra queste semicirconferenze dipende dall'avanzamento dell'utensile corrispondente ad una sua rotazione completa: questo fatto mostra come l'omogeneità della microstruttura della giunzione possa essere modificata variando i parametri di saldatura.

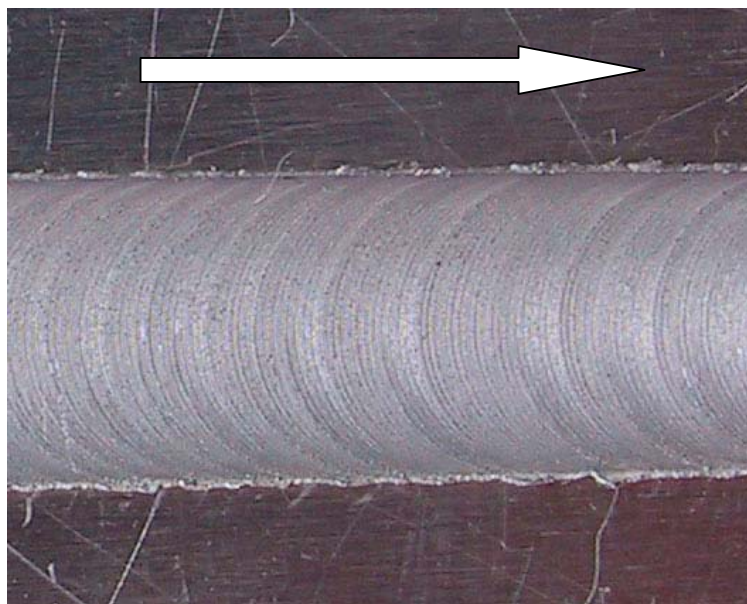


Figura 5.5 – Struttura a bande nella flow arm.

In sezione laterale, invece vengono a formarsi delle linee curve regolarmente distanziate, anch'esse concave rispetto al verso della saldatura, come si nota dalla figura 5.6.



Figura 5.6 – Bande laterali in un giunto FSW.

Un diagramma schematico della forma strutturale assunta da una porzione di metallo nella zona del cordone di saldatura è presentato in figura 5.7.

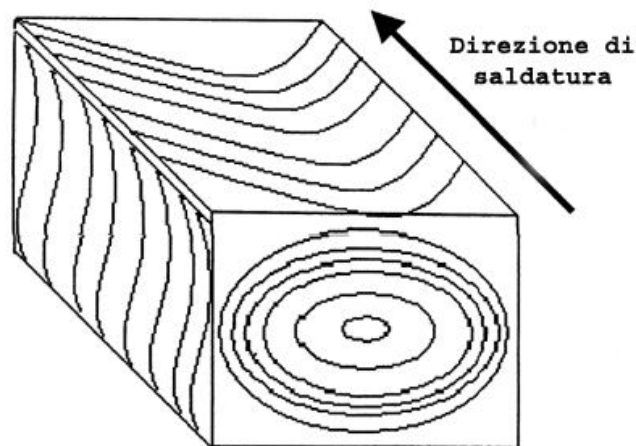


Figura 5.7 – Diagramma schematico degli aspetti microstrutturali in una giunzione FSW.

Ogni singola struttura presente può essere considerata come una porzione di un semicilindro sottoposto ad estrusione per effetto del passaggio dell'utensile rotante: l'insieme di tante porzioni dà poi origine alle forme citate [34].

5.3.1. Caratteristiche dei grani.

Dal punto di vista granulare, bisogna dire che le leghe di partenza risultano costituite da grani di forma allungata. È da notare che la direzione di saldatura risulta essere ortogonale alla direzione di laminazione delle piastre da giuntare: l'allungamento dei grani nel materiale di partenza, è proprio una conseguenza della laminazione.

Passiamo ora alla descrizione microstrutturale di ogni singola zona che caratterizza una giunzione FSW, al fine di mostrare il diverso tipo di grani in esse presenti [27].

– *Nugget Zone*

Tale zona, che costituisce l'impronta di saldatura, può essere considerata, insieme con la flow arm e la ZTMA, analoga alla zona fusa dei processi convenzionali, solo che, invece del metallo fuso, in essa è presente metallo lavorato meccanicamente. La temperatura raggiunta in tale zona varia nell'intervallo 400-500°C (mediamente il 70% del valore della temperatura di fusione), a seconda della velocità di rotazione e avanzamento dell'utensile e del tipo di lega da giuntare: a parità di parametri di saldatura adottati le temperature raggiunte sono maggiori nella lega 2024-T3, a causa dei valori più bassi di conducibilità termica e diffusione rispetto alla lega 6061-T6 [27] [31] [35] [36].

Quanto detto riguardo le differenti temperature raggiunte nella nugget zone dalle due leghe esaminate, può essere facilmente esteso anche alle altre zone individuabili nella giunzione.

La parte centrale di tale zona è caratterizzata da grani molti piccoli (di grandezza media pari a 2.5 μm per la 2024-T3 [27] e 10 μm per la 6061-T6 [35]) disposti simmetricamente rispetto alla verticale, e da una sottostruttura molto fine. Nella parte superiore, invece, al confine con la zona di strisciamento con l'utensile, vi

sono piccoli grani di forma leggermente più allungata dei precedenti. La zona inferiore della nugget zone, la cui deformazione è limitata dalla piastra su cui sono poggiati i pezzi da saldare, presenta grani e sottostrutture disposti parallelamente al piano orizzontale.

La caratteristica principale dei grani in tale zona, è che essi si presentano completamente ricristallizzati: il processo di FSW elimina l'originale struttura granulare, rimpiazzandola con piccoli grani equiassiali, del tutto ricristallizzati.

Questo meccanismo di ricristallizzazione può essere facilmente spiegato: durante il passaggio, l'utensile distrugge interamente i grani esistenti per effetto della rotazione e dell'avanzamento, che causano l'agitazione e il mescolamento del materiale plasticizzato. In questo modo la struttura granulare risulta essere molto più fine, ed è assente la crescita di nuclei o germi di cristallizzazione che sarebbero la causa di una granulometria più grande. L'azione di mescolamento esercitata dall'utensile è così forte da impedire anche la formazione di porosità o vuoti in seno al materiale [28].

In questo senso, la FSW può essere paragonata ad un normale processo di lavorazione a caldo, nel quale un elevato valore di deformazione viene applicato al materiale per effetto del passaggio dell'utensile. Durante lo strisciamento, le dislocazioni si mantengono inizialmente ordinate, ma al crescere della

deformazione imposta, esse tendono a scorrere e ruotare in maniera disordinata; tale fenomeno è crescente a mano a mano che ci si avvicina al centro del cordone di saldatura [15].

Il moto disordinato dei contorni dei grani, ha come risultato la formazione di strutture anulari di nuovi grani, che inizialmente si formano alla periferia dei grani preesistenti. Con l'avanzare del processo, si ottiene la formazione di nuove bande di grani all'interno dei contorni originari, e tale trasformazione prosegue fino a quando l'intero volume di ogni grano originario non si è completamente ricristallizzato. Il rimescolamento dei grani, inizialmente di forma allungata, come è naturale nel materiale integro, è tale da implicare la rottura dei contorni originari e la formazione di sottostrutture di dimensioni minori.

La deformazione disordinata delle dislocazioni, fenomeno noto come “ricristallizzazione dinamica”, prima ai contorni e poi all'interno dei grani, è una diretta conseguenza dell'attrito presente tra l'utensile e il pezzo [24] [25].

Flow arm: Questa zona è la regione sovrastante l'impronta di saldatura. La formazione del flow arm è determinata dal passaggio dello spallamento al di sopra del giunto: in essa, l'azione strisciante dell'utensile, dovuta al suo moto di rotazione e avanzamento, determina il raschiamento di materiale dal lato che è soggetto alla lavorazione in concordanza per portarlo dal lato opposto, in cui la

lavorazione avviene in discordanza. La quantità di materiale trascinato in questo modo dipende dal valore della temperatura raggiunto durante la saldatura: temperature più elevate causano un volume maggiore del flow arm rispetto a quello ottenuto con temperature minori [24]. Anche in tale regione la struttura granulare è completamente ricristallizzata, ma a causa della minore deformazione cui questa è sottoposta, la ricristallizzazione appare meno evidente, generando un numero minore di nuovi grani a partire da quelli originari. Nella parte centrale i grani sono più allungati e più grandi rispetto a quelli della nugget zone (rispettivamente 3.3 μm per la 2024-T3 e 12 μm per la 6061-T6), mentre nella parte restante la struttura è meno fine. La tipica struttura anulare della nugget zone e la struttura a bande visibile superficialmente sono proprio un effetto diretto del meccanismo di ricristallizzazione dinamica, e in esse si nota come la ricristallizzazione sia più evidente nelle zone sottoposte ad una deformazione maggiore.

ZTMA: La zona termomeccanicamente alterata è facilmente individuabile, in quanto vi è una brusca transizione nel tipo di grani esistenti, nel passaggio dalla nugget zone ad essa: da piccoli grani finemente ricristallizzati, si passa a grani in forma di fibre, allungati e di dimensioni simili a quelle del materiale base. La caratteristica principale di tale struttura, è che i grani di forma allungata, al

confine con la nugget zone, sono ruotati di 90° e sono quindi disposti verticalmente rispetto alla piastra. L'interfaccia tra le due regioni, consiste così di una sottile striscia di grani, la quale muovendosi verso l'interno si scompone, divenendo indistinguibile dai piccoli grani della nugget zone.

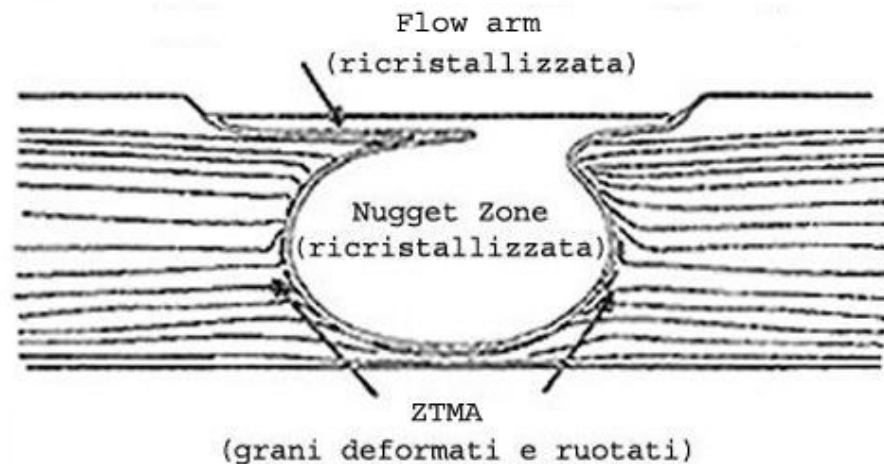


Figura 5.8 – Schema delle zone ricristallizzate e ruotate.

Il tipo di grani presenti nella ZTMA, su ambo i lati della nugget zone, risulta più evidente nella figura 5.5: in essa si evidenzia l'assenza di ricristallizzazione, insieme alla presenza di zone ricristallizzate nella nugget zone e nella zona di strisciamento dell'utensile, e di grani di forma allungata nel materiale base. La temperatura raggiunta nella ZTMA varia nell'intervallo 350-450°C.

ZTA: Nella zona termicamente alterata è presente una minima sottostruttura granulare, ma a differenza della nugget zone, i grani si presentano molto più grandi (15 μm per la 2024-T3 e fino a 100

μm per la 6061-T6) e di forma allungata, similmente al metallo base. La temperatura raggiunta nella ZTA, come accennato in precedenza, varia nell'intervallo 240-350°C.

Ovviamente quanto detto riguardo la struttura granulare di tutte le zone individuabili in una giunzione FSW, è la diretta conseguenza del gradiente di deformazione causato dal passaggio dell'utensile: la struttura risulta, quindi, più fine laddove la deformazione raggiunge il valore più elevati, ossia nella nugget zone, e in misura maggiore nel lato in discordanza.

Inoltre è importante notare che la presenza di tipologie di precipitati differenti come composizione chimica, è conseguenza del forte gradiente di temperatura esistente sia longitudinalmente che trasversalmente alla direzione di saldatura, che causa molteplici stadi di invecchiamento.

5.3.2. Analisi della struttura a bande e della struttura anulare.

Oltre a caratterizzare il comportamento elettrochimico della giunzione saldata e della zone alterate per effetto del calore generato, le prove effettuate sulla FSW sono state svolte con l'intento di dimostrare anche la diversa struttura delle zone in concordanza e discordanza. I risultati possono facilmente essere

spiegati analizzando il diverso tipo di grani e precipitati, formati in seguito alla ricristallizzazione, tra le due zone.

Lo studio parte dall'esame della struttura a bande e della onion rings, visibili rispettivamente nelle figure 5.5 e 5.4.

Come già detto, tali forme sono più evidenti nella zona in discordanza rispetto a quella in concordanza. Questa asimmetria può essere giustificata meccanicamente e chimicamente.

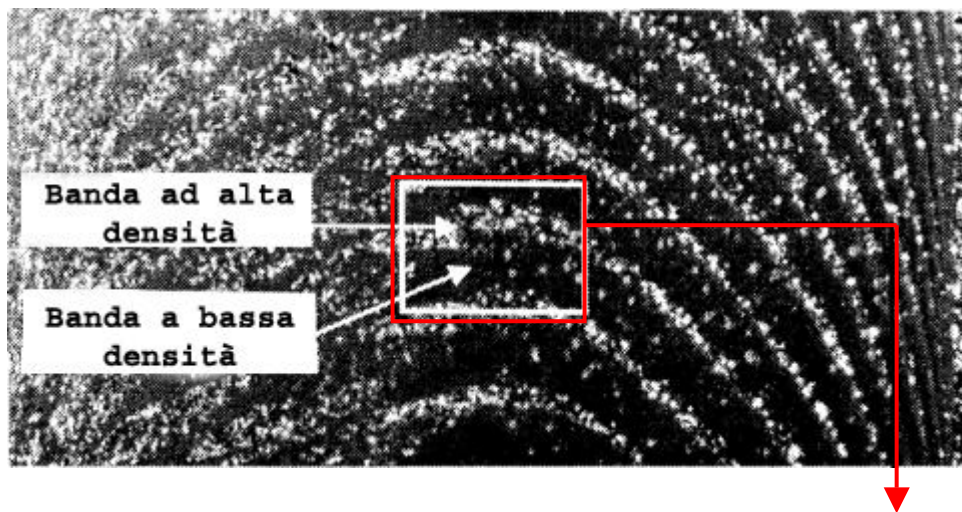
Dal punto di vista meccanico, l'asimmetria è dovuta al fatto che il lato in discordanza è soggetto a compressione, mentre il lato in concordanza a rarefazione. L'alterazione di caratteristiche meccaniche, come ad esempio la microdurezza, è quindi dovuta prevalentemente all'incrudimento che l'utensile induce in seno al metallo durante la lavorazione: incrudimento che è senza dubbio maggiore nella zona in discordanza.

Dal punto di vista dei precipitati formati, il differente comportamento elettrochimico superficiale è frutto della differente densità e distribuzione di *particelle di seconda fase* tra le zone citate.

Dall'analisi della onion ring si nota che i bordi di ogni anello sono così marcati ed evidenti a causa delle brusche variazioni nella densità di queste particelle. La differente morfologia superficiale tra concordanza e discordanza è ancora più evidente se si analizza la struttura a bande della flow arm. Nelle figure 5.9 e 5.10 viene

presentata proprio la struttura a bande in due differenti ingrandimenti [37].

La struttura a bande risulta così formata da regioni alterne ad alta e bassa densità di particelle, e questa distribuzione superficiale è molto più evidente nel lato in discordanza (parte destra della figura 5.9). È importante far notare che per la lega 6061 tale struttura è fortemente legata al rapporto Mg/Si (% in peso), in analogia con quanto accennato nel capitolo quattro.



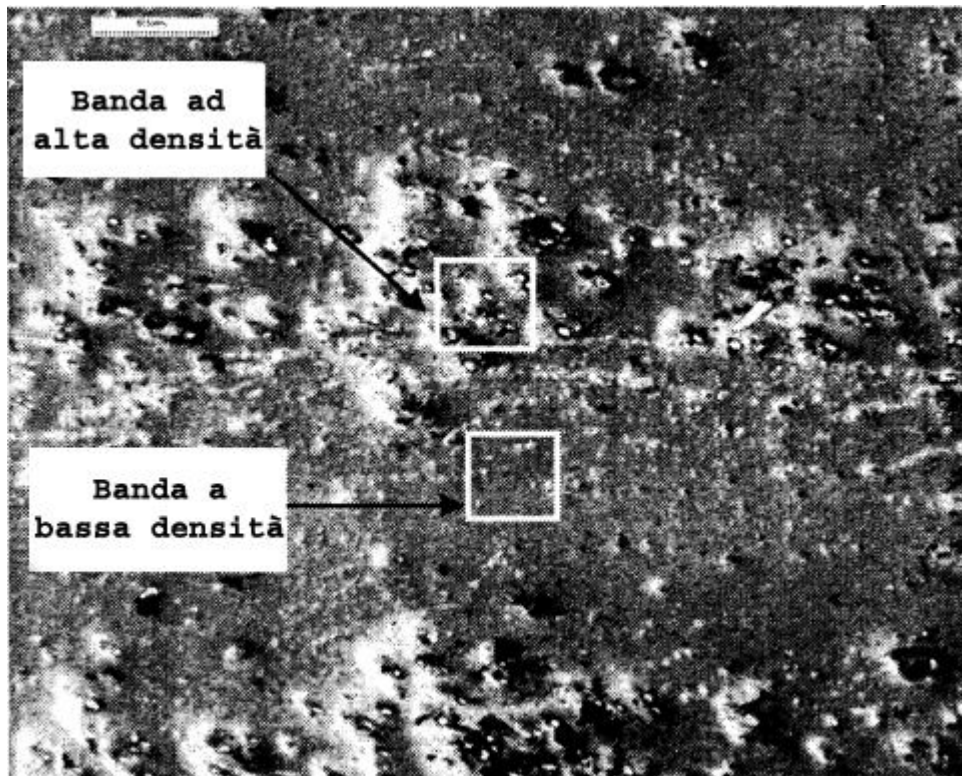


Figure 5.9 e 5.10 – Struttura a bande: distribuzione delle particelle.

Come detto precedentemente la distanza tra le bande semicircolari dipende dall'avanzamento dell'utensile per ogni rotazione: essa decresce al diminuire dell'avanzamento corrispondente ad una rotazione, causando ovviamente una struttura granulare più omogenea all'interno della giunzione. Analogamente al decrescere del rapporto tra la velocità di avanzamento e quella di rotazione dell'utensile, crescono le temperature raggiunte: bassissimi valori di tale rapporto, a patto che non comportino temperature troppo elevate tali da rendere troppo fluida la massa metallica estrusa, causando la diminuzione

dell'attrito, fonte della generazione di calore, possono portare a rendere la struttura a bande meno visibile.

Quindi, il motivo principale che differenzia il comportamento elettrochimico e meccanico della zona in discordanza da quella in concordanza, risiede in una sostanziale variazione nelle dimensioni, nella densità e nella distribuzione delle particelle di seconda fase, piuttosto che in una differente tipologia di grani [34].

5.3.3. Particelle di seconda fase nelle giunzioni FSW delle leghe Al2024-T3 e Al6061-T6.

Le particelle di seconda fase presenti nella struttura a bande e nella onion rings sono fondamentalmente di due tipi [27] [35]:

1. precipitati più fini e più numerosi, di forma sferica, identificati come *fase θ* (Al_2Cu) nella 2024-T3 e *fase β* (Mg_2Si) nella 6061-T6, presenti dappertutto nella nugget zone e nelle bande superficiali;
2. particelle di dimensioni maggiori (qualche micron di diametro), identificate come *fase S* (Al_2CuMg) nella 2024-T3 e *fase Q* (Al-Mg-Si-Cu) nella 6061-T6, più numerose verso il centro della nugget zone e nella flow arm. Molti di questi precipitati sono in forma di aghi allungati, come conseguenza della deformazione.

Date le relativamente basse temperature, nella zona del cordone (e a maggior ragione nella ZTA) non ha luogo alcun tipo di risolubilizzazione, ma solo iperinvecchiamento molto spinto in entrambe le leghe.

L'esistenza di questi aggregati e la loro elevata densità nelle zone soggette ad intensa deformazione, insieme con le altre particelle citate nel capitolo quattro (anche se in numero minore), inibisce la crescita dei grani, cosa che accadrebbe normalmente se vi fossero dei precipitati di prima fase, contribuendo alla formazione della fine struttura del giunto.

Tali agglomerati sono presenti anche nel materiale base e nella ZTA, in quanto la loro formazione è frutto del trattamento termico T3 o T6 cui la lega è stata sottoposta: tuttavia il loro aspetto metallografico appare diverso, grazie all'effetto termico della saldatura, che, come spiegato in precedenza, determina l'evoluzione di tali precipitati verso forme metastabili incoerenti con la matrice metallica.

In questo modo nella ZTA saranno presenti precipitati θ' (2024-T3) e β' (6061-T6), mentre nel materiale integro continueranno ad esserci, come è giusto che sia, le fasi intermetalliche semicoerenti θ'' (2024-T3) e β'' (6061-T6).

Capitolo 6

Materiali e Metodi 1a campagna di prove, tecnologie a confronto

6.1. Introduzione.

In questo capitolo si analizzeranno i metodi che sono stati adottati per la 1^a campagna di prove ovvero la caratterizzazione meccanica e metallografica dei giunti saldati, realizzati con tecnologia TIG e con tecnologia FSW.

Si darà, inoltre, una descrizione delle apparecchiature utilizzate per eseguire queste analisi.

6.2. Scelta delle leghe utilizzate.

Nell'ambito del presente lavoro sono state scelte, fra quelle disponibili, due leghe con caratteristiche molto differenti fra loro, sia dal punto di vista meccanico che chimico, per poter ottenere un risultato facilmente estendibile ad altri tipi di leghe.

I materiali utilizzati per la realizzazione dei giunti saldati sono le leghe:

- Al 2024-T3
- Al 6061-T6

le cui caratteristiche fisiche sono state ampiamente descritte nei capitoli precedenti.

Queste leghe sono fra quelle più utilizzate nella moderna industria, in special modo in campo aeronautico ed in campo automobilistico.

6.3. Scelta dei processi di saldatura.

La scelta delle tecniche di giunzione da confrontare è caduta sui seguenti processi di saldatura:

- TIG: Tungesten inert gas;
- FSW: Friction Stir Welding.

Il primo metodo è da tempo utilizzato in vari campi della progettazione di strutture in lega d'alluminio e le modalità di esecuzione sono pressoché standardizzate.

Il secondo invece è un metodo di recente sviluppo; basti pensare che dal deposito del suo brevetto da parte del TWI sono passati circa 10 anni.

L'obiettivo del presente lavoro di tesi è quello di confrontare questi due processi di saldatura considerando gli enormi sviluppi tecnologici insiti nella FSW: la possibilità di saldare senza dover preparare i lembi, la possibilità di saldare lamiere ossidate e, non ultima, la possibilità di eseguire questo tipo di saldatura in modo semplice senza necessità di grandi investimenti, almeno per particolari non molto grandi. Dal punto di vista della qualità del giunto finale, il fatto che la FSW non porti a fusione il materiale potrebbe portare notevoli vantaggi nella saldatura di leghe sottoposte ad invecchiamento.

6.4. Realizzazione dei giunti.

Come detto in precedenza, le tecniche di saldatura utilizzate per la realizzazione dei giunti sono:

- TIG
- FSW

6.4.1. Realizzazione giunti con tecnologia TIG.

I giunti sono stati realizzati a partire da laminati dello spessore di 2 mm di Al 2024-T3 e Al 6061-T6. Le saldature TIG sono state realizzate in manuale per mezzo di una saldatrice TIG marca STEL 200H, generatore AC/DC a tecnologia inverter controllato da microprocessore.

Il gas di protezione usato è Argon puro.

I lembi dei pezzi da saldare sono stati preparati sgrassando le superfici e abradowando le stesse con carta all'ossido di alluminio grana 220 per rimuovere lo strato di ossido presente. La saldatura è stata realizzata in alternata con una corrente massima a regime di 80A circa. Le lamiere sono state posizionate testa a testa serrandole su di una base refrattaria piana. Per quanto riguarda le lamine di 2024-T3 non è stato possibile fissarle alla base per evitarne il ritiro in quanto il cordone cedeva durante il raffreddamento. I giunti, infine, sono stati ripresi da sotto per completare la penetrazione.

Le caratteristiche tecniche più rilevanti della saldatrice TIG STEL 200H e del suo generatore sono:

- Potenza nominale pari a 6 kVA;
- Tensione a vuoto di 65 V;
- Range di corrente compreso fra 5 e 200 A;
- Torcia raffreddata ad acqua.

6.4.2. Realizzazione giunti con tecnologia FSW.

Per la realizzazione dei giunti con tecnologia FSW, come per la TIG, sono stati utilizzati laminati in lega di alluminio 2024-T3 e 6061-T6 aventi spessore di 2 mm.

Per la realizzazione dei giunti con tecnologia FSW è indispensabile l'utilizzo di una macchina fresatrice corredata con tavola mobile.

La macchina fresatrice utilizzata è la Nomo modello Arno mostrata nella seguente figura 6.1.



Figura 6.1 – Fresatrice Nomo Arno

Essa è in dotazione presso il Dipartimento di Ingegneria della Progettazione e della Gestione Industriale, ed ha le seguenti caratteristiche:

- Velocità di rotazione comprese fra 40 e 1725 giri/min, variabili a mezzo cambio meccanico;
- Angolazione della testa fra 0° e 90°;
- Velocità di movimentazione della tavola comprese fra 10 ed 840 mm/min, variabili a mezzo cambio meccanico.

Gli utensili utilizzati sono due (figura 6.2), da ora in avanti chiamati: *utensile grande* ed *utensile piccolo*.

Le loro caratteristiche sono riassunte nella tabella 6.1:

Utensile	Materiale	Diametro Spallamento (mm)	H pin (mm)	Diametro Base (mm)	Inclinazione cono (gradi)
Grande	Acciaio C40	11.25	1.90	4	10
Piccolo	Acciaio C38	8.00	1.90	3	10

Tabella 6.1 – Utensili utilizzati per giunti FSW.



Figura 6.2 – Utensili utilizzati per giunti FSW.

Una volta bloccato l'utensile al mandrino, e, fissate le due lamiere sul pianale della fresa tramite quattro ancoraggi in modo che la linea di giunzione delle lamine sia parallela alla direzione di avanzamento dell'utensile, per l'esecuzione delle giunture sono stati utilizzati i seguenti parametri di processo (tabella 6.2):

	UTENSILE	MATERIALE	ω (giri/min)	V (mm/min)	Tilt (°)
Prova 1	Grande	2024-T3	905	35	2
Prova 2	Grande	6061-T6	905	78	2
Prova 3	Piccolo	2024-T3	905	35	2
Prova 4	Piccolo	6061-T6	905	78	2

Tabella 6.2 – Parametri di processo.

Nelle figure successive sono mostrate le giunzioni effettuate:

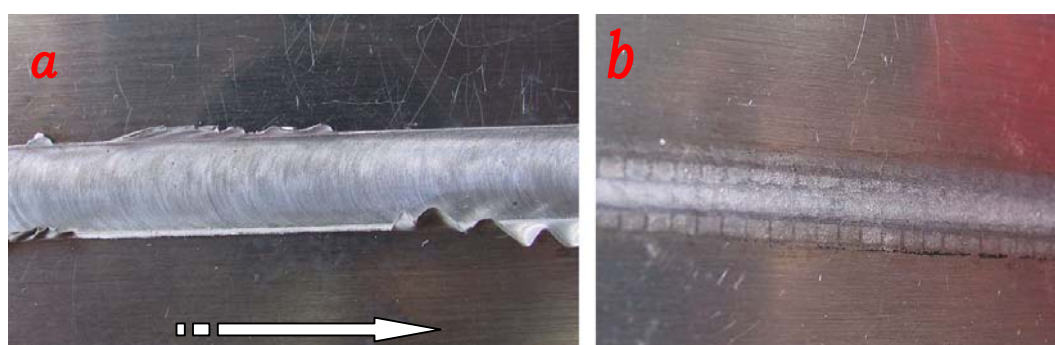


Figura 6.3 – Al 2024-T3 con utensile piccolo: a) lato superiore; b) lato inferiore.

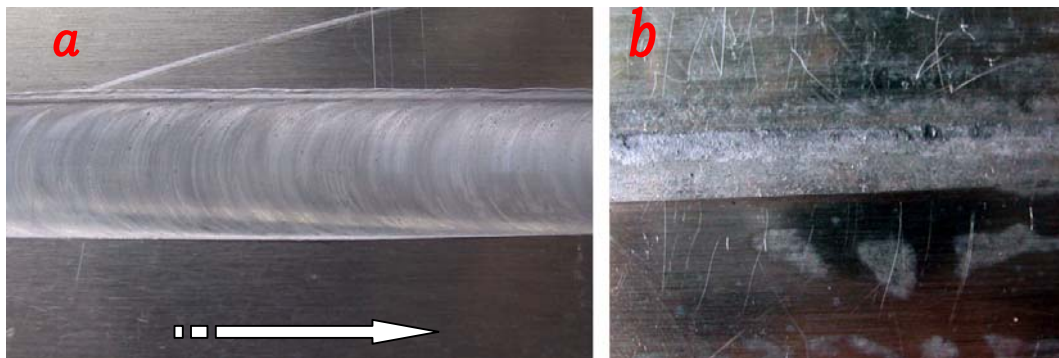


Figura 6.4 – Al 2024-T3 con utensile grande: a) lato superiore; b) lato inferiore.

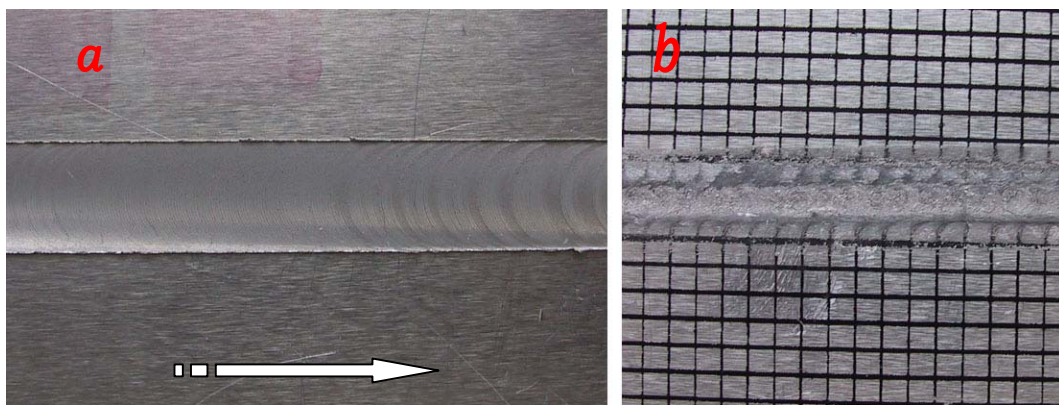


Figura 6.5 – Al 6061-T6 con utensile piccolo: a) lato superiore; b) lato inferiore.

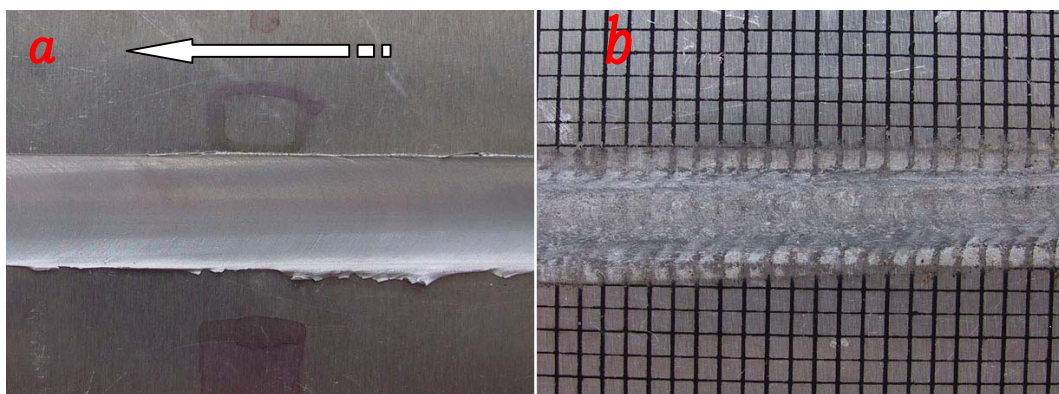


Figura 6.6 – Al 6061-T6 con utensile grande: a) lato superiore; b) lato inferiore.

6.5. Tipologia di prove.

Le prove eseguite sono:

- Prova di trazione;
- Prova di piegamento;
- Prove di microdurezza;
- Analisi metallografica;
- Analisi al S.E.M..

6.5.1 Prova di trazione.

E' la prova classica cui si deve sottoporre un materiale per conoscere le più importanti proprietà di resistenza e di elasticità.

La prova è effettuata in macchine qualificate, di cui, in pratica, si è certi della incertezza di misura nei valori indicati.

La macchina è costituita essenzialmente da un telaio chiuso molto rigido, con montanti a colonne su cui può scorrere la traversa mobile. Questa è comandata con movimento molto preciso da un motore elettrico attraverso trasmissione meccanica o attraverso trasmissione idraulica. Esiste la possibilità di variare in modo noto la velocità della traversa mobile.

Il provino di forma e di geometria opportuna, secondo se si tratta di barra o lamiera o altra forma di materiale di partenza, è afferrato da due ganasce (a comando meccanico o pneumatico) in modo tale che, durante l'applicazione del carico, il provino tende ad essere sempre più bloccato tra due cunei in ciascuna ganascia.

Le due ganasce sono solidali rispettivamente alla traversa mobile e ad un elemento molto rigido ma sensibile al carico applicato, detto cella di carico.

La cella di carico è, a sua volta, incastrata nel telaio della macchina. Quando la traversa viene fatta muovere, il provino è messo in trazione ed il carico passa così in serie attraverso l'omonima cella.

I tipi di curva di trazione che è possibile ottenere da un materiale sottoposto alla prova di trazione in una macchina universale del tipo indicato possono essere variabili in funzione della “storia” del materiale, e cioè della sua struttura. [38]

6.5.1.1. Apparecchiature utilizzate.

L'apparecchiatura utilizzata durante le nostre prove di trazione è la MTS Alliance RT/50.



Figura 6.7 – MTS Alliance RT/50.

La RT/50 è in grado di muovere il suo carrello per oltre un metro (1105mm) con una velocità minima di 0.001 mm/min ed una velocità massima di 1016 mm/min. La risoluzione di posizionamento è di 0.062 micrometri. La cella di carico usata è in grado di sopportare carichi fino a 50 kN.



Figura 6.8 – Ganasce della MTS Alliance RT/50.

Il computer di controllo su cui era installato il software di controllo dedicato alla Alliance RT/50: l'MTS Testworks 4.0 ci ha permesso di valutare non solo la tensione di rottura dei nostri giunti ma anche di poter ricavare i diagrammi carico/spostamento delle varie prove.



Figura 6.9 – Computer con software Testworks 4.0.

6.5.1.2. Esecuzione delle prove di trazione.

Allo scopo di verificare la qualità dei vari giunti saldati abbiamo realizzato per mezzo di una troncatrice una serie di tre provini identici da ogni campione (figura 6.10).

Le misure scelte sono 100x12x2mm: massima dimensione compatibile con la quantità di provini desiderati e le dimensioni dei vari campioni saldati.

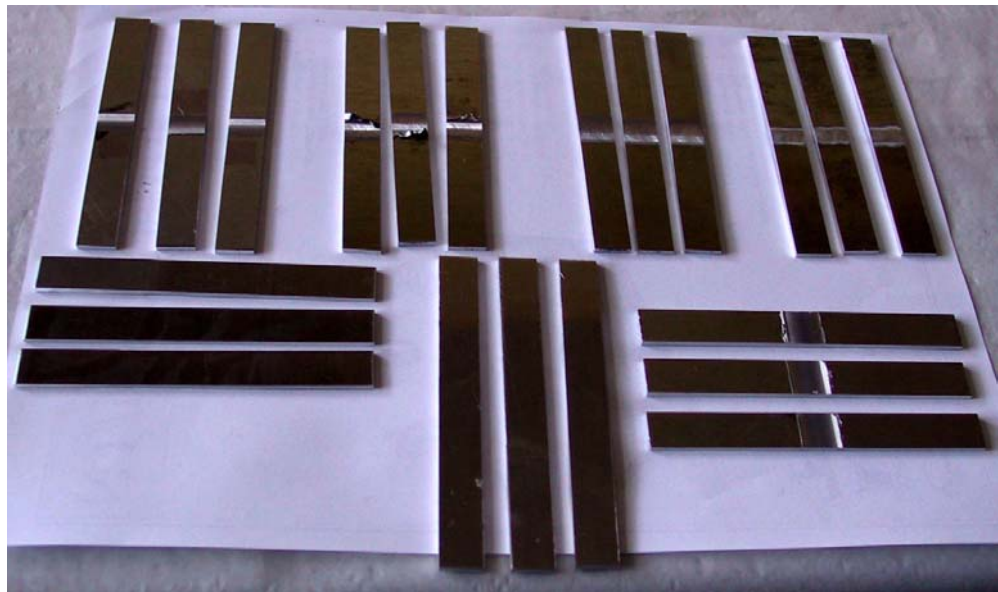


Figura 6.10 – provini realizzati con troncatrice a freddo.

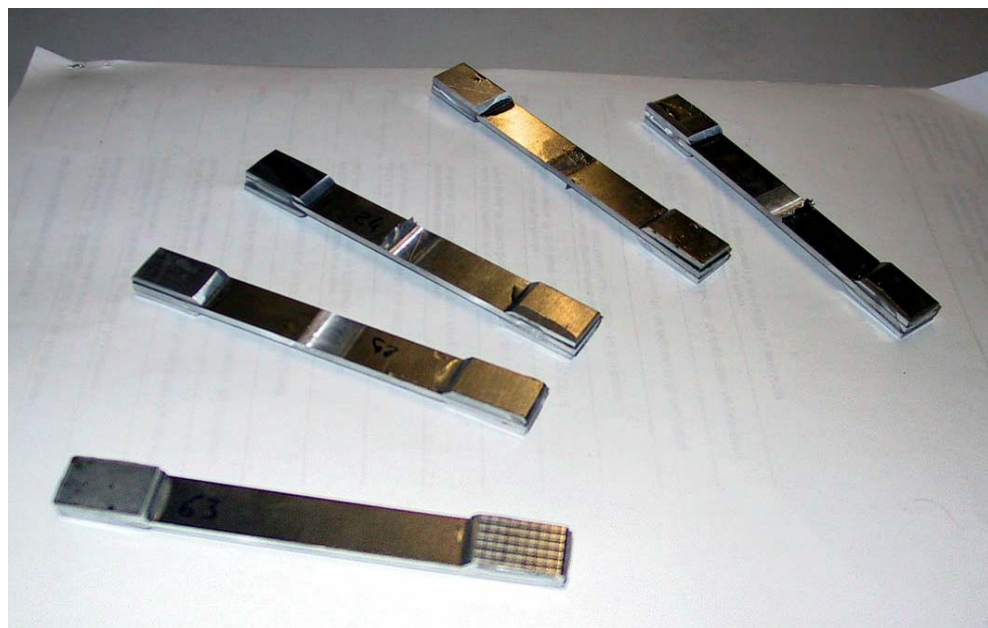


Figura 6.11 – Provini con tabs incollati.

Per rendere più agevole il blocco dei provini nelle ganasce dell'MTS Alliance RT/50 (fig. 6.8) e per ridurre al minimo il rischio di rottura all'interno

delle stesse sono stati realizzati una serie di tabs che una volta incollati alle estremità dei campioni hanno portato lo spessore del provino negli afferraggi a 6mm (figura 6.11).

Sebbene, per ragioni puramente tecnologiche, le dimensioni dei provini non rispettano la norma UNI 7709 (Giunti saldati testa a testa di alluminio e leghe di alluminio) si è scelta una velocità di movimentazione del carrello tale da garantire una durata normale della prova compresa fra i due ed i cinque minuti. [39]

Le prove sono state eseguite su provini appositamente realizzati secondo le indicazioni fornite dalle normative di riferimento e sono state considerati almeno tre risultati validi.

6.5.2. Prova di piegamento.

Le prove di piegamento o di flessione più comuni sono quelle indicate nella letteratura tecnica come:

- prova su trave appoggiata;
- prova su quattro punti;

La più utilizzata è la prova di flessione su trave appoggiata e caricata in mezzzeria, essa si esegue normalmente come indicato nella figura 6.12:

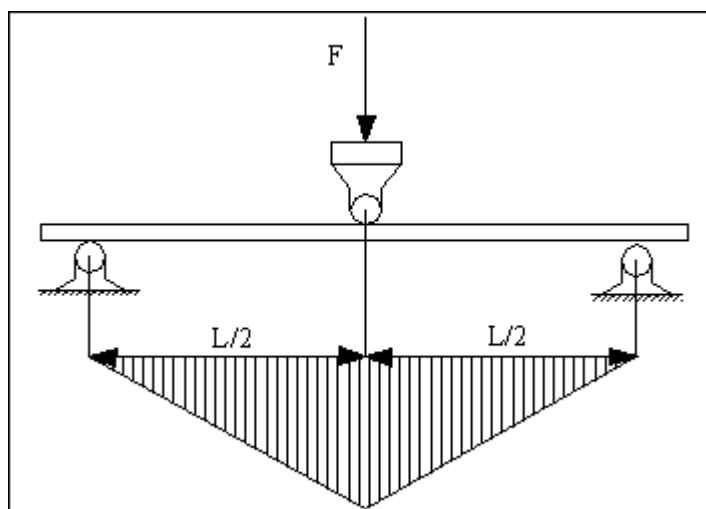


Figura 6.12 – Schema di prova di piegamento.

Come si vede dal diagramma del momento, con questa prova si ha il momento massimo pari a $ML/4$, solo nella sezione di mezzeria nel punto di applicazione del carico.

6.5.2.1. Apparecchiature utilizzate.

Per poter eseguire le prove di piegamento a 90° è stata utilizzata la stessa apparecchiatura MTS Alliance RT/50 ma le ganasce di figura 6.8 sono state sostituite in precedenza con i supporti mostrati in figura 6.13. Con questa modifica è stato possibile piegare con velocità costante i provini fino all'angolazione scelta per poi analizzarne la struttura.

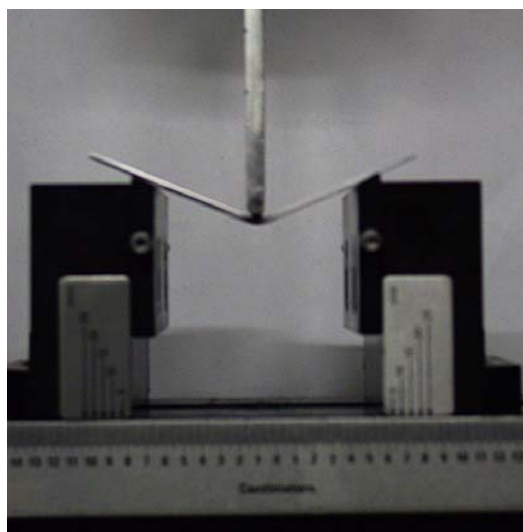


Figura 6.13 – Supporti per le prove di piegamento.

6.5.2.2. Esecuzione delle prove di piegamento.

Anche per questo tipo di prove sono stati realizzati tre provini per ogni campione delle dimensioni di 100x12x2mm; la lavorazione è avvenuta sempre per mezzo di una troncatrice a freddo.

Si è scelto di bloccare la prova quando i nostri provini, appoggiati su due coltelli, avevano raggiunto un angolo di 90° per poi verificarne la capacità di essere piegati cercando eventuali cricche.

Il punzone utilizzato ha uno spessore di 10 mm e punta raccordata con $r = 5$ mm. Dopo aver regolato i supporti in modo da offrire 15 mm fra i due appoggi a coltello, misura compresa fra $d+2a$ e $d+3a$ (norma UNI EN 910 Prove distruttive sulle saldature di materiali metallici – prove di piegamento), si è proceduto a piegare molto lentamente i provini. [40]

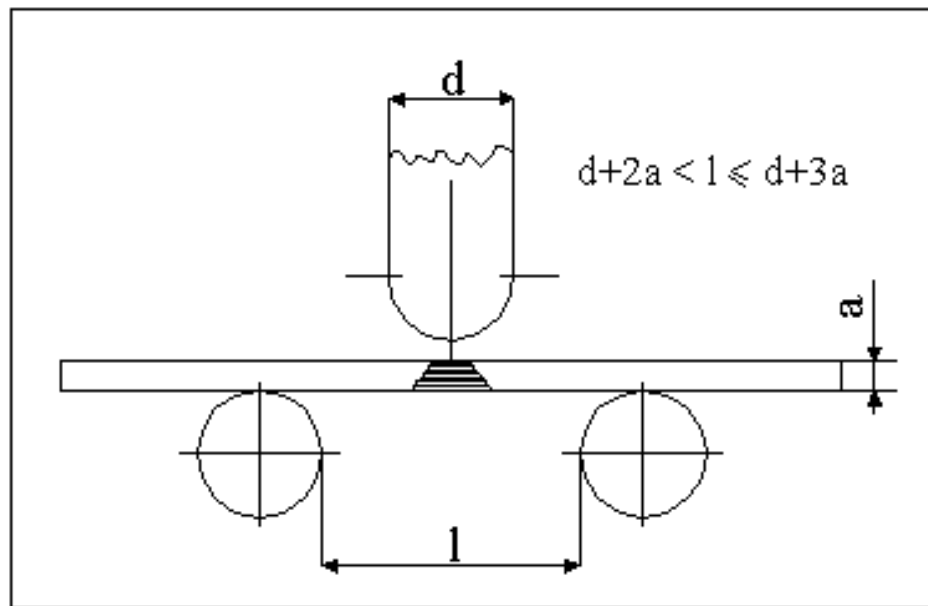


Figura 6.14 – Schema norma UNI EN 910.

La velocità di discesa del punzone è stata assunta pari a 1 mm/min. Il punzone, i due appoggi a coltello e lo stesso provino sono stati cosparsi di olio allo scopo di ridurre al minimo le forze di attrito in gioco.

Le prove sono state interrotte solo in due casi:

- al raggiungimento dei 90° richiesti;
- in caso di evidente rottura o cricatura.

6.5.3. Prove di microdurezza.

Al fine di individuare l'influenza del processo di saldatura sulla struttura del metallo base sono state eseguite delle prove di microdurezza. La misura della microdurezza sui materiali metallici viene effettuata con riferimento ai grani della struttura cristallina con un penetratore generalmente di tipi Vickers.

Le applicazioni di questo metodo si possono distinguere in tre categorie:

- per pezzi di limitate dimensioni sia nello spessore che nella superficie tali da non contenere le impronte delle macrodurezze;
- pezzi di materiale fragile non in grado di sopportare i carichi delle macrodurezze;
- Per la valutazione della durezza nei cristalli;

Si desume quindi che la microdurezza può avere due distinti campi di applicazione:

- **pratico**, come nella determinazione della durezza superficiale di sottili pellicole o nella determinazione della durezza di limitatissime zone;
- **di ricerca**, come quello della variazione della durezza in funzione della profondità di uno strato cementato od elettrodepositato, ovvero anche nello studio della durezza dei singoli cristalli costituenti le leghe.

I metodi di misurazione più utilizzati della microdurezza sono:

- Metodo **Vickers**, impiega il penetratore a piramide di diamante con angolo a vertice fra le facce opposte di 136° . La microdurezza è espressa dall'equazione:

$$HV(kp/mm^2) = 1854.4 \cdot P / d^2$$

essendo P il carico espresso in grammi e d il valore medio delle diagonali espresso in micrometri.

- Metodo **Knoop**, impiega un penetratore di diamante avente forma di piramide retta con angoli a vertice fra gli spigoli opposti rispettivamente di $172^\circ 32'$ e di 130° . La base della piramide è a forma di un rombo le cui diagonali stanno nel rapporto $d_1/d_2 = 7.114$. La microdurezza Knoop HK è espressa dal quoziente tra il carico di prova F e la superficie S , a carico tolto, della proiezione dell'impronta su un piano perpendicolare alla direzione del carico e tangente alla superficie in esame:

$$HK = F / S$$

Particolare cura deve essere dedicata alla preparazione della superficie e all'appoggio del pezzo. In modo rigoroso si devono evitare le deformazioni sotto i carichi di prova ed i movimenti improvvisi durante l'esecuzione della prova.

6.5.3.1. Apparecchiature utilizzate.

Per eseguire le prove di microdurezza abbiamo utilizzato un microdurometro Leitz corredato di pesi variabili fra 50g e 2000g e di oculare con misuratore digitale per le diagonali dell'impronta. Lo schema di funzionamento di detto durometro è in figura 6.15.

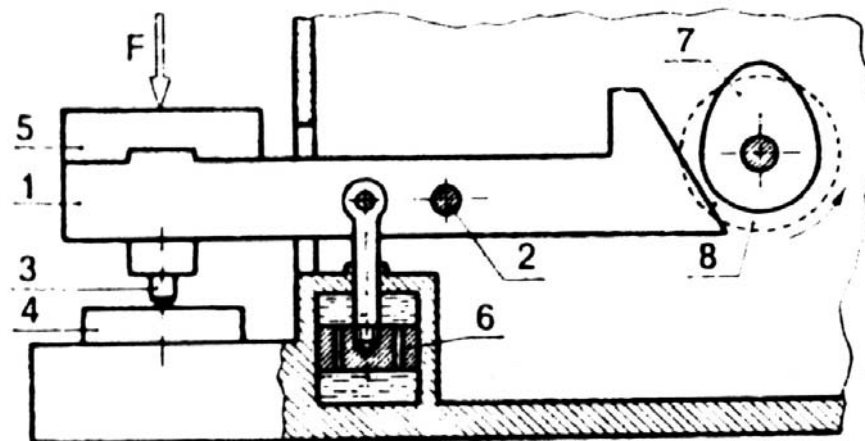


Figura 6.15 – Schema del microdurometro (dispositivo di applicazione del carico sul penetratore Vickers): 1) leva; 2) fulcro; 3) penetratore; 4) pezzo; 5) peso; 6) freno ad olio; 7) eccentrico per sollevamento leva; 8) bottone zigrinato per rotazione eccentrico.



Figura 6.16 – Microdurometro Leitz e misuratore digitale.

6.5.3.2. Esecuzione delle prove di microdurezza.

Dai campioni saldati, mediante l'utilizzo della troncatrice sono stati estratti alcuni provini facendo attenzione che la linea di giunzione delle due lamine fosse ortogonale alla lama della troncatrice. Le dimensioni dei provini così realizzati sono:

Lunghezza (mm)	Larghezza (mm)	Spessore (mm)
20	8	2

Tabella 6.3 – Provini per prove di microdurezza.

Realizzati i provini, il passo successivo è stato quello di inglobarli in una matrice di resina technovit 3040 (Resina per repliche), mediante l'uso di uno stampo di forma cilindrica.

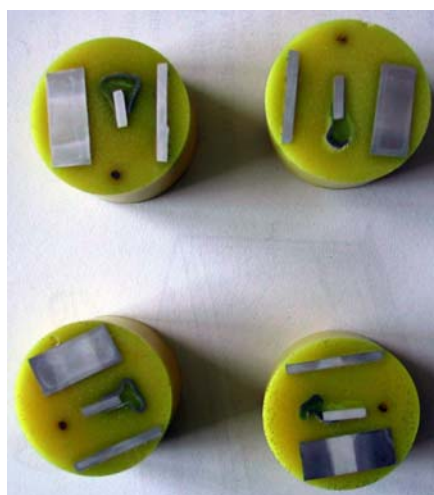


Figura 6.17 – provini inglobati per prove di microdurezza..

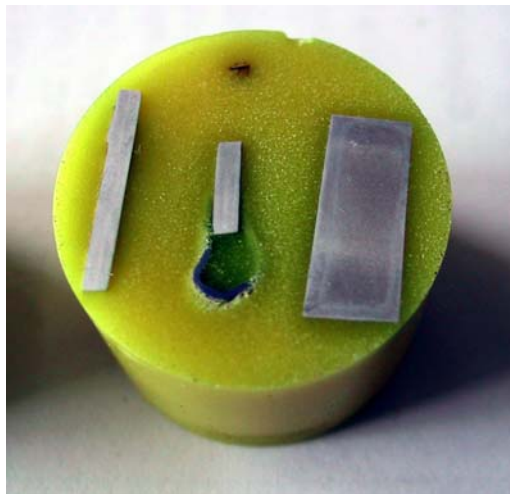


Figura 6.18 – esempio di provini inglobati per prove di microdurezza..

Il motivo di questa operazione è legata al fatto che dovendo eseguire delle prove di microdurezza lungo la sezione dei provini, che ricordiamo misurare appena 2 mm, risulterebbe impossibile effettuare sia l'operazione di lucidatura sia il posizionamento dello stesso provino sul portapezzi del microdurometro.

I provini inglobati sono stati lucidati mediante una operazione di lucidatura che consiste nel trattare la superficie del provino con carte abrasive di varia grana secondo una sequenza prefissata. Nel caso in esame è stata utilizzata la sequenza: 180,320,600,1200,2000 mesh. Se richiesto si può eseguire un'operazione finale con speciali paste diamantate.



Figura 6.19 – lappatrice.

Terminata l'operazione di lucidatura, il provino inglobato è posizionato sulla tavola portapezzi del microdurometro.

Le prove sono state eseguite utilizzando un peso di 300g lungo due linee distanti tra di loro 1mm e distanti dai bordi 0.5 mm. La distanza tra due impronte successive è stata di 0.5 mm.

6.5.4. Analisi metallografica al microscopio ottico.

I metodi d'indagine propri della metallografia hanno lo scopo di approfondire la conoscenza delle proprietà intrinseche dei metalli come la struttura e le proprietà meccaniche e fisiche. L'analisi può essere condotta macroscopicamente o microscopicamente.

L'osservazione dei campioni è fatta con il microscopio metallografico, che si differenzia dal microscopio comune perché il campione metallico può essere osservato solo per riflessione.

L'obiettivo del microscopio raccoglie solo la luce che è riflessa dal campione a differenza del microscopio comune che raccoglie la luce che attraversa l'ipotetico campione.

Il microscopio metallografico permette di osservare i grani del cristallo ed eventuali precipitati della lega.

Dopo aver preparato i campioni inglobandoli, lucidandoli e sottoponendoli ad eventuale attacco chimico, questi possono essere osservati al microscopio metallografico.

Questo permette di vedere: i costituenti della lega che si differenziano per il colore; la forma dei grani; e sfruttando l'effetto di luce ed ombra la diversa altezza dei grani o il diverso orientamento dei piani.

6.5.4.1. Apparecchiature utilizzate.

Per le indagini metallografiche è stato usato il “grande microscopio metallografico universale MM5” prodotto dalla Leitz (figura 6.20).

Questo microscopio di tipo “Le Chatelier” ha le seguenti caratteristiche:

- 6 obiettivi con ingrandimenti: 3.2x, 8x, 16x, 32x, 80x, 160x;
- possibilità di montare oculari con vari ingrandimenti compresi fra 6.3x e 25x;
- osservazioni in campo chiaro, in luce polarizzata, in contrasto di fase e in luce oscura.



Figura 6.20 – Microscopio metallografico ottico Leitz MM5.

Su questo microscopio, inoltre, è stata montata una macchina fotografica digitale con risoluzione massima di 5Mpixel prodotta dalla Nikon (modello Coolpix 5000) tramite uno specifico adattatore (Nikon). Questo accessorio ha permesso di acquisire in digitale le micrografie accelerando i tempi e migliorando la qualità della visualizzazione.

6.5.4.2. Esecuzione delle prove al microscopio ottico.

In questo caso, come per le prove di microdurezza, sono stati ricavati, per troncatura a freddo, una serie di provini successivamente inglobati in resina, lucidati ed attaccati con acido fluoridrico. L'attacco acido, della durata di pochi secondi, ha lo scopo di mettere in evidenza i bordi dei grani, notoriamente più reattivi, che alla vista appariranno più scuri.

I provini così preparati sono stati poggiati sul piano del microscopio, osservati in vari ingrandimenti e ripresi fotograficamente per mezzo della fotocamera digitale montata al microscopio.

6.5.5. Analisi al S.E.M.

Il microscopio metallografico usato, come tutti i microscopi ottici, ha un potere risolutivo inferiore a 1000-1500 ingrandimenti che permette una visione generale della grana cristallina, dei precipitati di maggior dimensione.

Per lo studio dei precipitati di minor dimensione sono usati microscopi elettronici dotati di un potere risolutivo nettamente superiore; quelli d'interesse maggiore sono il tipo a trasmissione o T.E.M. e quello a scansione o S.E.M..

L'acronimo S.E.M. sta per Scanning Electron Microscopy (Microscopio a scansione elettronica).

Il microscopio a scansione elettronica permette l'uso di un'ampia gamma d'ingrandimenti che vanno da 15X a 500000X, possedendo una profondità di campo, differenza tra massima e minima distanza di messa a fuoco, che risulta essere adeguata alla messa a fuoco di superfici con elevate variazioni topografiche. I diversi punti del campione vengono esplorati da un sottile fascio d'elettroni ad elevata energia che è prodotto da un cannone elettronico e focalizzato con un sistema di lenti magnetiche.

Una parte degli elettroni che colpiscono la superficie del materiale, elettroni primari, conservano la loro energia e vengono riflessi, e sono definiti elettroni radiodiffusi, mentre gli altri perdono la loro energia trasferendola agli elettroni del

materiale. Gli elettroni incidenti che hanno energia sufficiente, riescono ad ionizzare i livelli energetici più esterni degli atomi del materiale che emettendo un fotone, producono i raggi X.

I raggi X prodotti possiedono energie che sono caratteristiche degli atomi da cui provengono e possono essere sfruttati per ottenere, mediante un trasduttore, informazioni sulla composizione chimica del campione sotto forma di uno spettro che riporta i picchi relativi agli elementi. L'intensità della linea di un elemento è direttamente proporzionale alla concentrazione dello stesso, l'analisi quantitativa si basa sul confronto dell'intensità con quella di un campione standard. [41]

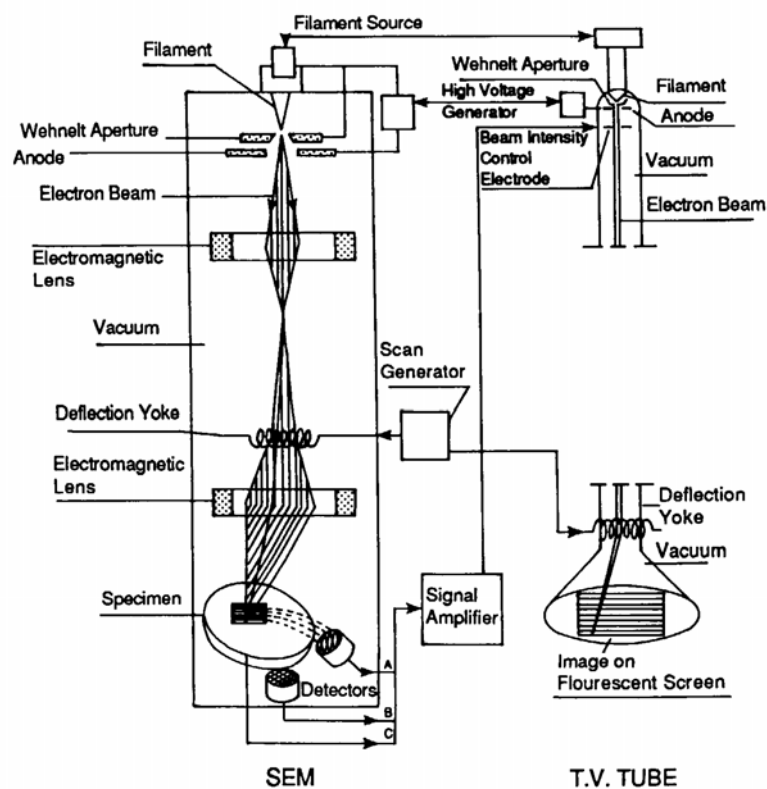


Figura 6.21 – Schema funzionamento del S.E.M..

6.5.5.1. Apparecchiature utilizzate.

Questo strumento è essenzialmente composto da una camera a vuoto e da un cannone elettronico che produce il fascio di elettroni destinato ad "illuminare" il pezzo. Per la visione del campione, infatti, non viene utilizzata la luce solare o artificiale con cui siamo abituati a convivere tutti i giorni, ma appunto un fascio di elettroni ad elevata energia che tramite l'interazione con un complesso sistema di lenti magnetiche viene focalizzato sul pezzo che si intende visionare. Questo tipo di tecnologia permette di ampliare e di molto, il numero di ingrandimenti raggiungibili, senza perdere in nitidezza dell'immagine e soprattutto senza dover rinunciare ad un'ottima profondità di campo. E' necessario operare in vuoto per permettere una corretta interazione del fascio elettronico con la superficie da osservare, superficie che deve essere conduttrice.



Figura 6.22 – S.E.M. Leica S440.

Il microscopio S.E.M. usato per le nostre prove è il modello S440 prodotto dalla Leica (figura 6.22 e 6.23).



Figura 6.23 – Particolare del cannone del S.E.M. Leica S440.

Il filamento emettente è in tungsteno e sono presenti sensori per elettroni secondari e per raggi X (sistema EDS per la composizione chimica del campione).

6.5.5.2. Esecuzione delle prove al S.E.M..

Una volta eseguite le giunzioni, sia TIG che FSW, sono state ricavate, mediante l'utilizzo di una troncatrice a freddo, dei pezzettini di cordone i quali senza ulteriore trattamento sono stati sottoposti ad analisi S.E.M..

Il S.E.M. è stato sfruttato anche per visualizzare le superfici di frattura (analisi frattografica) dei provini rotti durante le prove di trazione, in quanto solo questo tipo di microscopio garantisce una profondità di campo sufficiente a visualizzare, in modo adeguato, superfici così frastagliate.

Capitolo 7

Risultati e Analisi 1a campagna di prove, tecnologie a confronto

7.1. Prove di trazione.

I risultati delle prove di trazione effettuate sui provini sono di seguito riportati sotto forma di diagrammi σ - ε .

Come indicato nel capitolo precedente sui materiali e i metodi, sono stati testati 6 provini di materiale integro (3 per ciascuna lega) proveniente dagli stessi laminati di quelli usati per le saldature e lavorati con le stesse tecniche, al fine di avere un valido riferimento per una corretta interpretazione dei nostri risultati.

I diagrammi σ - ε per i provini integri sono riportati nelle figure 7.1 e 7.2:

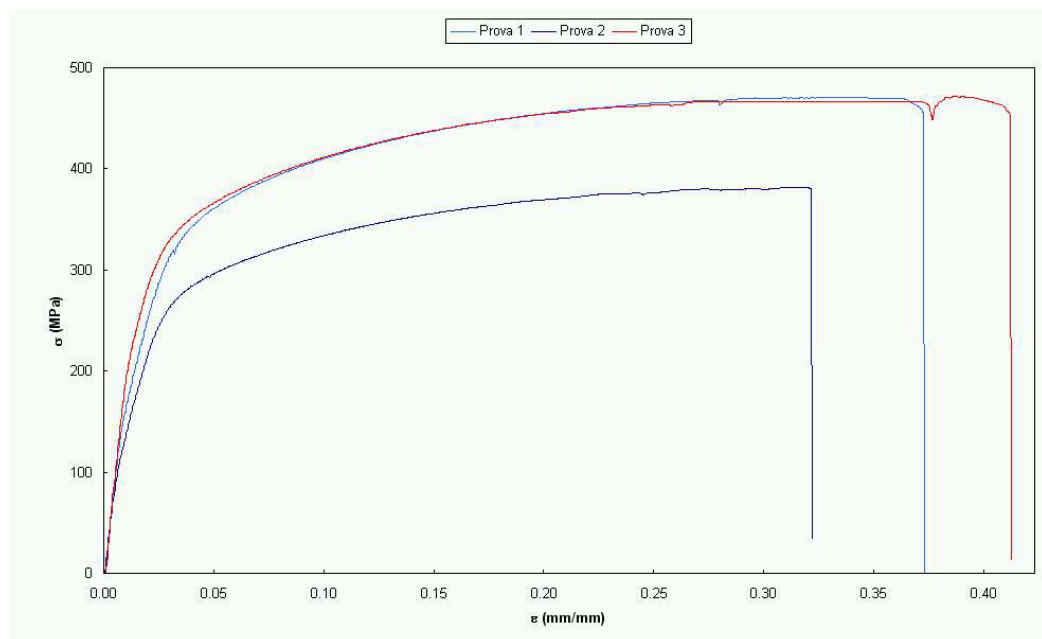


Figura 7.1 – Diagrammi σ - ε dei tre provini integri in lega Al 2024-T3.

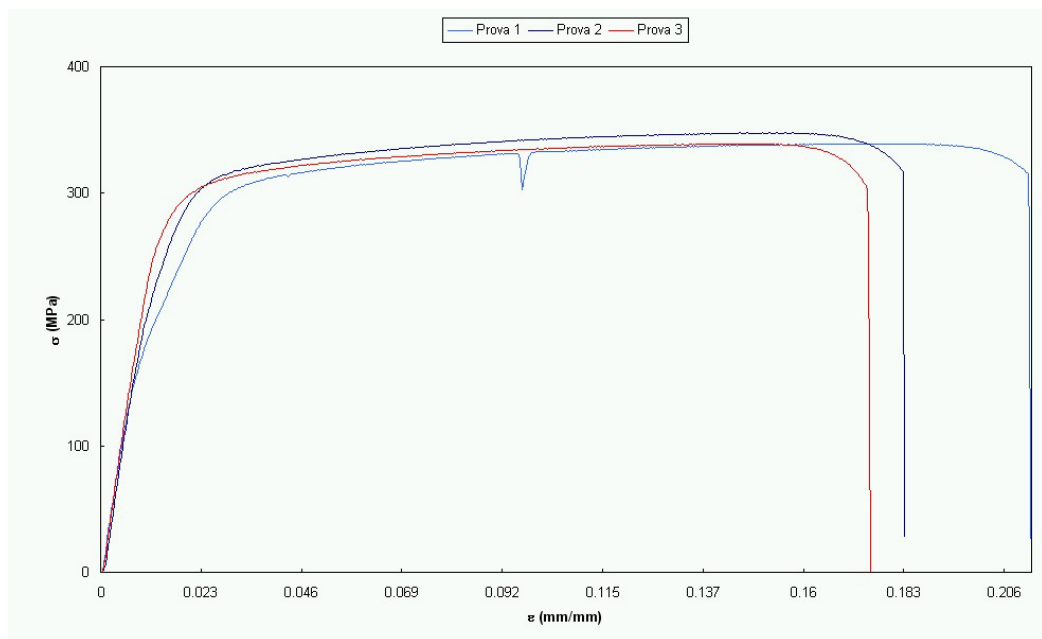


Figura 7.2 – Diagrammi σ - ϵ dei tre provini integri in lega Al 6061-T6.

Nelle figure 7.3, 7.4 e 7.5 sono riportate le curve σ - ϵ ottenute per i provini in lega Al2024-T3 e precisamente:

- Provini ricavati dalla giunzione TIG (figura 7.3);
- Provini ricavati dalla giunzione FSW con utensile piccolo (figura 7.4);
- Provini ricavati dalla giunzione FSW con utensile grande (figura 7.5).

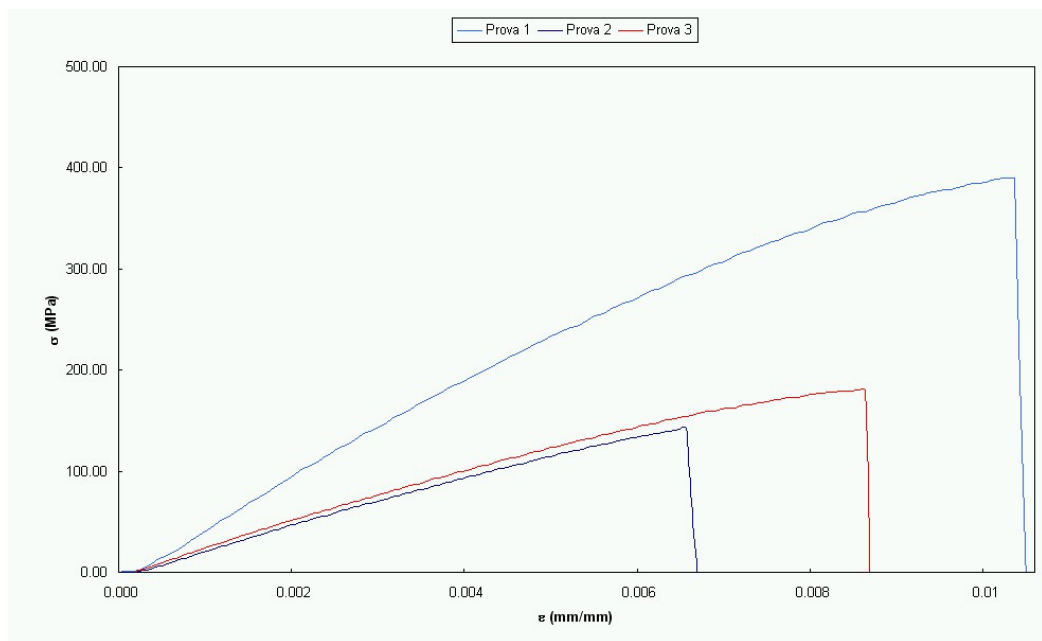


Figura 7.3 – Diagrammi σ - ε dei tre provini ricavati dai campioni di saldatura TIG in lega Al 2024-T3.

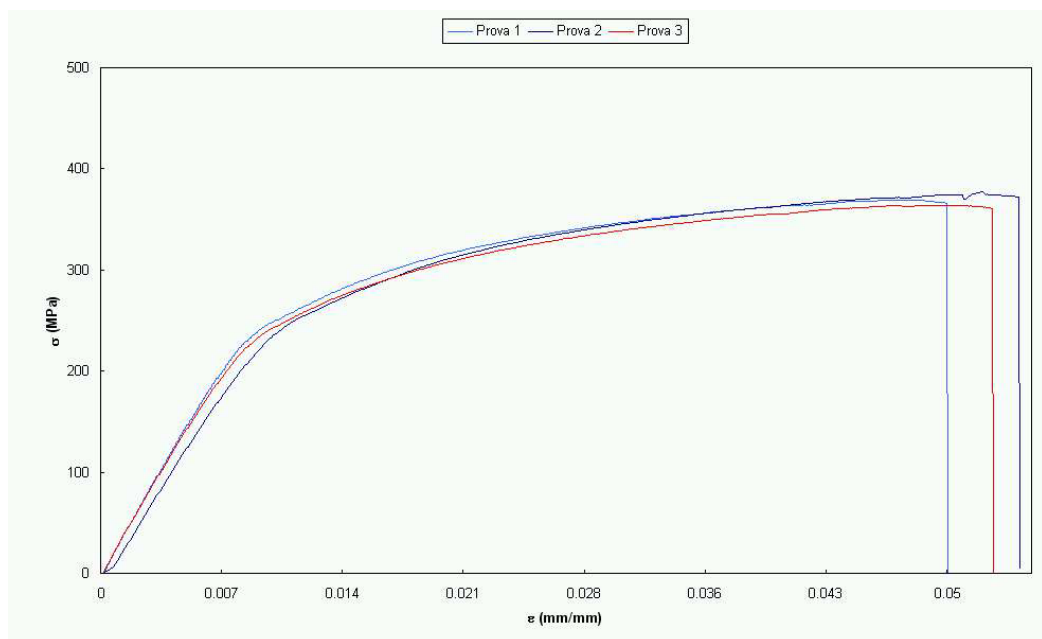
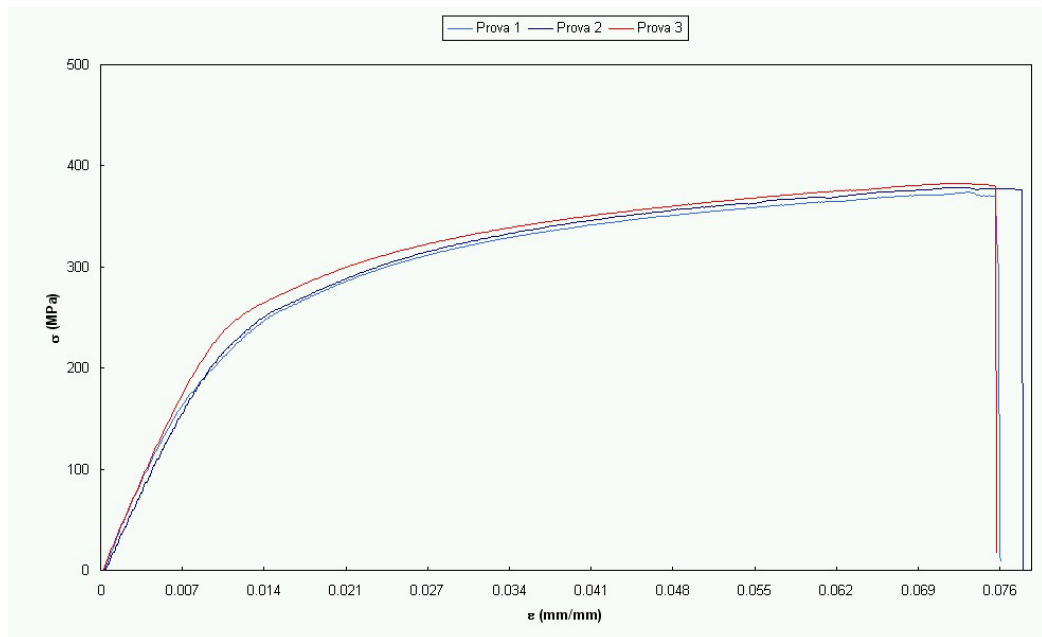


Figura 7.4 – Diagrammi σ - ε dei tre provini ricavati dai campioni di saldatura FSW con utensile piccolo in lega Al 2024-T3:
 $\varpi = 905$ giri/min; $v = 35$ mm/min; tilt = 2° .



*Figura 7.5 – Diagrammi σ - ε dei tre provini ricavati dai campioni di saldatura FSW con utensile grande in lega Al 2024-T3:
 $\varpi = 905$ giri/min; $v = 35$ mm/min; tilt = 2° .*

Nelle figure 7.6, 7.7 e 7.8 sono, invece, riportati i risultati per la lega Al6061-T6 e precisamente:

- Provini ricavati dalla giunzione TIG (figura 7.6);
- Provini ricavati dalla giunzione FSW con utensile piccolo (figura 7.7);
- Provini ricavati dalla giunzione FSW con utensile grande (figura 7.8).

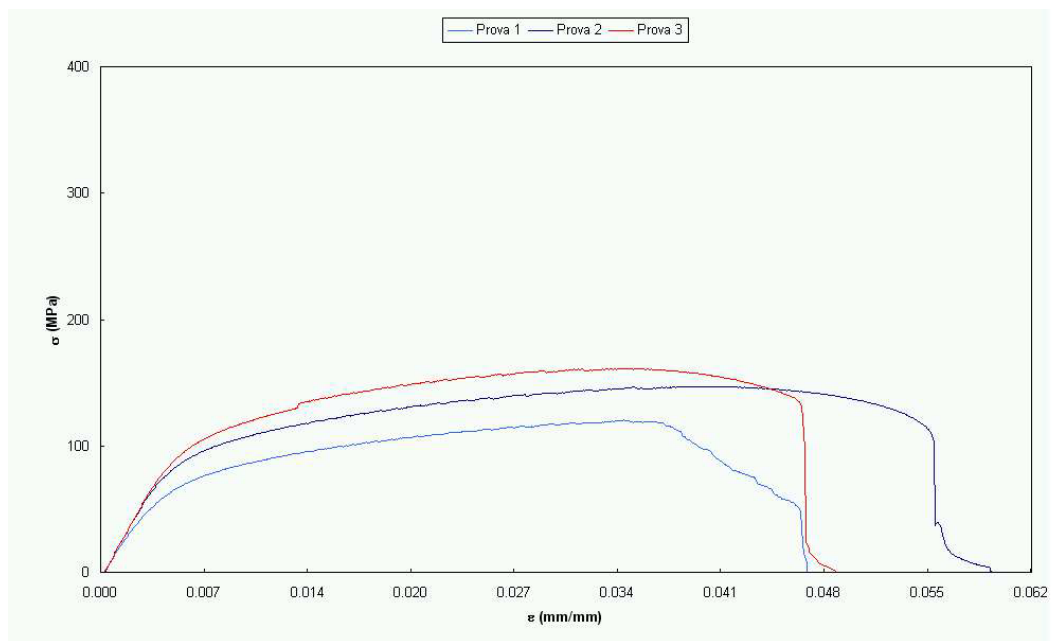
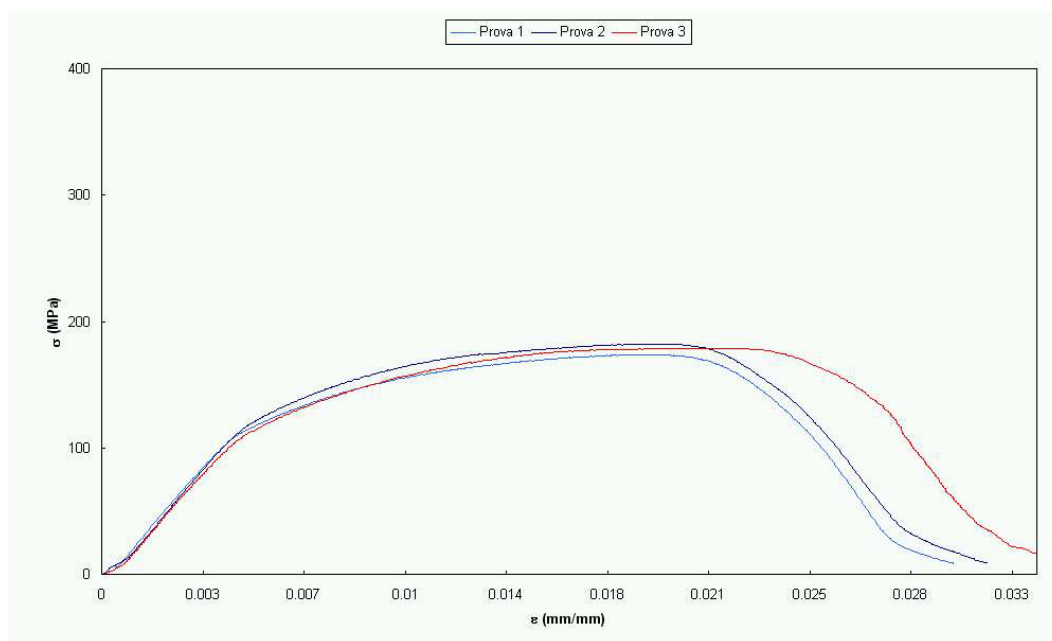
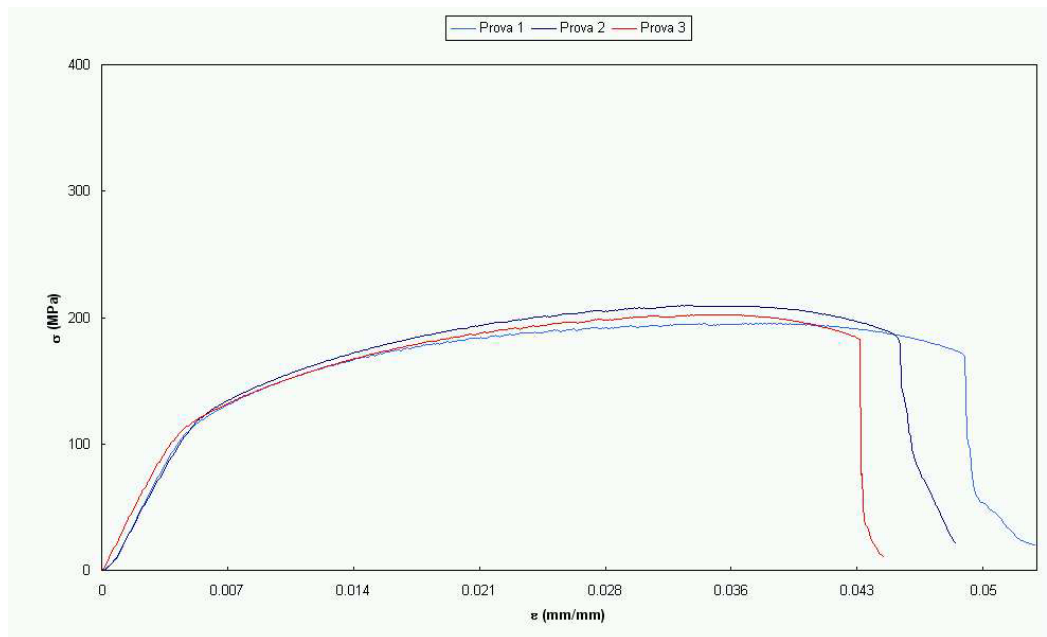


Figura 7.6 – Diagrammi σ - ε dei tre provini ricavati dai campioni di saldatura TIG in lega Al 6061-T6.



*Figura 7.7 – Diagrammi σ - ε dei tre provini ricavati dai campioni di saldatura FSW con utensile piccolo in lega Al 6061-T6:
 $\varpi = 905$ giri/min; $v = 78$ mm/min; tilt = 2° .*



*Figura 7.8 – Diagrammi σ - ϵ dei tre provini ricavati dai campioni di saldatura FSW con utensile grande in lega Al 6061-T6:
 $\omega = 905$ giri/min; $v = 78$ mm/min; tilt = 2° .*

Tutti i provini presentano lo stesso modulo elastico ma, per entrambi i processi di saldatura, si è notata una forte riduzione dello snervamento: i giunti saldati hanno deformazioni di rottura (ϵ_{Max}) di un ordine di grandezza inferiore ai materiali integri. Questo fenomeno è sicuramente legato allo stress termico che il materiale subisce durante la saldatura.

Allo scopo di avere un rapido confronto fra i risultati delle prove sono state preparate due tabelle riassuntive; nella seguente tabella 7.1 sono riportati i carichi di rottura (σ_{Max}) per la lega Al2024-T3 e, nella successiva tabella 7.2, sono riportati gli stessi parametri per quanto riguarda le giunzioni in lega Al6061-T6.

Dall'analisi di questi risultati si evince che i risultati ottenuti sulla lega Al 2024-T3 con la tecnologia FSW sono notevolmente superiori ai risultati ottenuti

con la tecnologia TIG (carichi di rottura maggiori del 60%); per la lega 6061-T6 questa differenza si riduce ma conferma la migliore prestazione della saldatura per attrito.

N° Prova	Giuntura	Utens.	Dimensioni Provino		Carico di rottura (Mpa)	Carico di rottura medio (Mpa)	Resist. residua (%)
			Largh. (mm)	Spess. (mm)			
2 – 1	integro		12.00	2.00	470	469	
2 – 2	integro		12.00	2.00	465		
2 – 3	integro		12.00	2.00	472		
2 – 1T	TIG		12.12	1.95	390	238	50.7%
2 – 2T	TIG		12.05	2.00	143		
2 – 3T	TIG		12.08	1.95	180		
2 – 4	FSW	piccolo	12.00	1.85	369	370	78.9%
2 – 5	FSW	piccolo	12.16	1.87	377		
2 – 6	FSW	piccolo	12.05	1.89	364		
2 – 7	FSW	grande	11.80	2.00	374	378	80.6%
2 – 8	FSW	grande	11.97	1.97	379		
2 – 9	FSW	grande	12.08	1.96	382		

Tabella 7.1 – Carichi di rottura provini in lega Al 2024-T3.

E' importante porre l'evidenza sul fatto che entrambe le giunzioni con processo FSW hanno raggiunto dei risultati soddisfacenti, di gran lunga superiori a quelli ottenuti dal tradizionale processo TIG.

N° Prova	Giuntura	Utens.	Dimensioni Provino		Carico di rottura (Mpa)	Carico di rottura medio (Mpa)	Resist. residua (%)
			Largh. (mm)	Spess. (mm)			
6 – 1	integro		12.20	2.05	339	342	
6 – 2	integro		11.98	2.06	348		
6 – 3	integro		12.05	2.05	339		
6 – 1T	TIG		12.25	2.53	120	143	41.8%
6 – 2T	TIG		12.19	2.45	147		
6 – 3T	TIG		12.37	2.37	161		
6 – 4	FSW	piccolo	12.02	1.90	174	178	52.2%
6 – 5	FSW	piccolo	12.05	1.90	182		
6 – 6	FSW	piccolo	12.07	1.93	179		
6 – 7	FSW	grande	12.08	1.86	195	202	59.2%
6 – 8	FSW	grande	12.06	1.96	210		

6 - 9	FSW	grande	12.03	1.88	202		
-------	-----	--------	-------	------	-----	--	--

Tabella 7.2 – Carichi di rottura provini in lega Al 6061-T6.

In questo caso i risultati ottenuti non sono ottimi, ma è in ogni modo importante notare come la tecnica per attrito abbia ottenuto risultati superiori a quella per fusione.

Importanti informazioni posso essere ottenute dall'analisi della posizione della rottura, in quanto questa può aiutare a spiegare i risultati presentati.

Nelle seguenti tabelle 7.3 e 7.4 saranno riportate indicazioni in tal senso per i vari provini e le velocità del processo in gioco:

N° Prova	Velocità Utensile				Posizione della Rottura	Resist. residua (%)
	Rotazione giri/min	Avanzam. mm/min	Periferica condor. mm/min	Periferica discord. mm/min		
2 - 1						
2 - 2						
2 - 3						
2 - 1T					cordone	50.7%
2 - 2T					cordone	
2 - 3T					cordone	
2 - 4	905	35	9015	8945	discordanza	78.9%
2 - 5	905	35	9015	8945	discordanza	
2 - 6	905	35	9015	8945	discordanza	
2 - 7	905	35	11260	11190	discordanza	80.6%
2 - 8	905	35	11260	11190	discordanza	
2 - 9	905	35	11260	11190	discordanza	

Tabella 7.3 – Punti di rottura provini in lega Al 2024-T3.

N° Prova	Velocità Utensile				Posizione della Rottura	Resist. residua (%)
	Rotaz. giri/min	Avanzam. mm/min	Periferica condor. mm/min	Periferica discord. mm/min		
6 - 1						
6 - 2						
6 - 3						
6 - 1T					Cordone	41.8%
6 - 2T					ZTA	
6 - 3T					ZTA	
6 - 4	905	78	9058	8902	Cordone	52.2%
6 - 5	905	78	9058	8902	Cordone	
6 - 6	905	78	9058	8902	Cordone	
6 - 7	905	78	11303	11147	Cordone	59.2%
6 - 8	905	78	11303	11147	Concordanza	
6 - 9	905	78	11303	11147	Discordanza	

Tabella 7.4 – Punti di rottura provini in lega Al 6061-T3.

Dall'analisi dei provini emerge che la maggior parte dei provini di saldatura FSW si rompevano in discordanza e che la rottura avveniva in corrispondenza della repentina variazione di sezione generata dall'azione dello spallamento dell'utensile, come meglio descritto nelle seguenti figure.

La figura 7.9 riporta uno schema delle zone tipicamente presenti in una giunzione con processo FSW, mentre la figura 7.10 rappresenta una fotografia in sezione di una giunzione realizzata per le nostre prove; si pone l'attenzione sulla variazione di spessore fra la Flow Arm zone (cfr. par. 5.3.1.) del cordone e la zona termicamente alterata che, in alcuni nostri provini, ha provocato gradini alti quasi un decimo di millimetro (5% dello spessore).

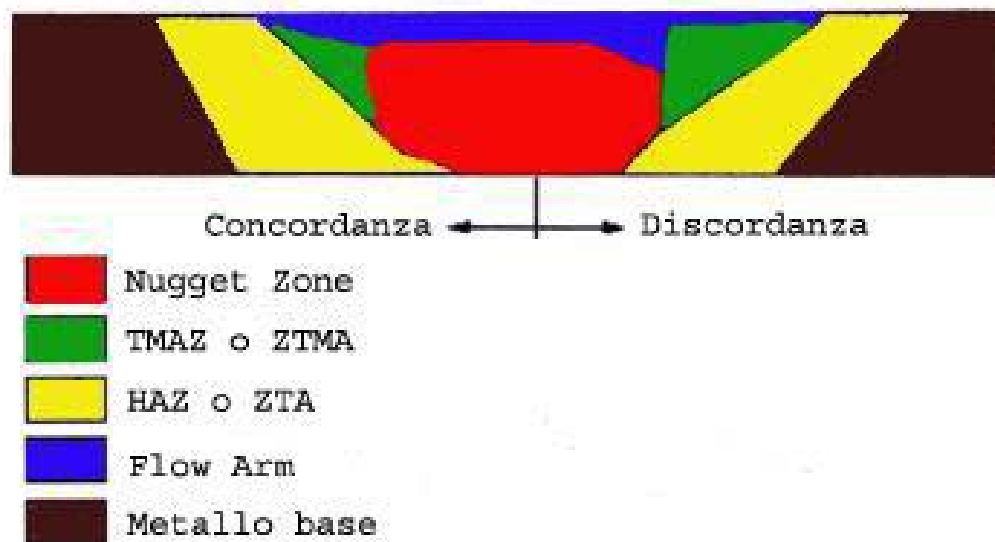


Figura 7.9 – Schema delle zone di una giunzione effettuata con processo di saldatura FSW.

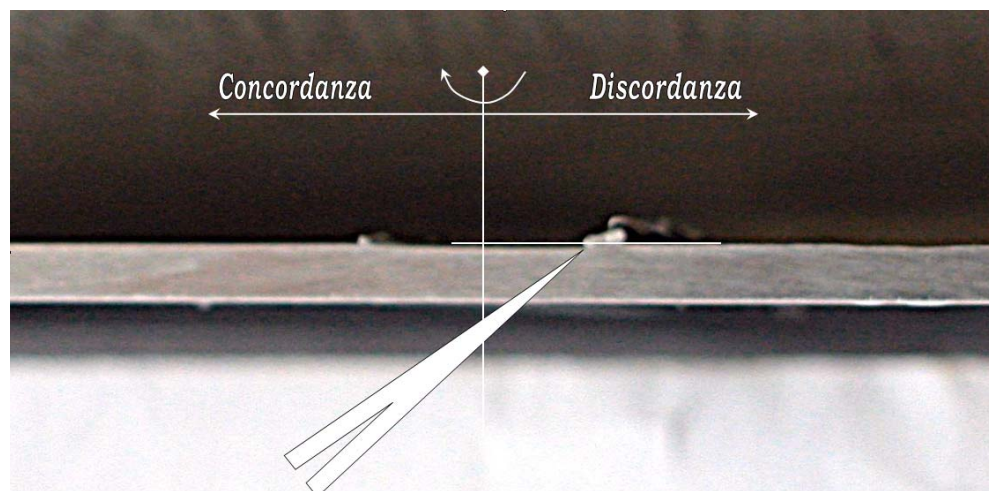


Figura 7.10 – Sezione del giunto saldato FSW di lega Al2024-T3 con utensile piccolo; la freccia indica la repentina variazione di spessore fra la Flow Arm e la ZTA in discordanza.

Le seguenti figure 7.11 e 7.12 rappresentano le fotografie di due provini rotti a trazione ricavati a partire dalle due saldature campioni ottenute con processo FSW sui laminati in lega Al2024-T3: il provino 2 – 8 proviene dal giunto

effettuato con l'utensile grande, il 2 – 5, invece, proviene dal giunto realizzato con l'utensile piccolo; in entrambe le foto è evidente che la rottura, a circa 45°, cade in corrispondenza della variazione di sezione fra la zona detta flow arm ed il materiale base, come descritto in precedenza.

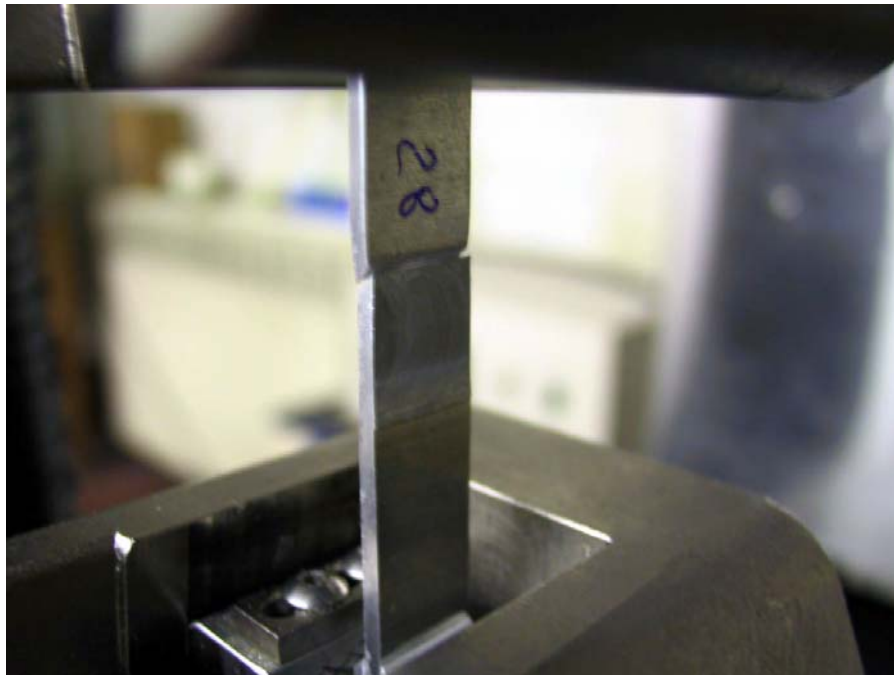


Figura 7.11 – Provino 2-8 rotto a trazione nella zona di discordanza.

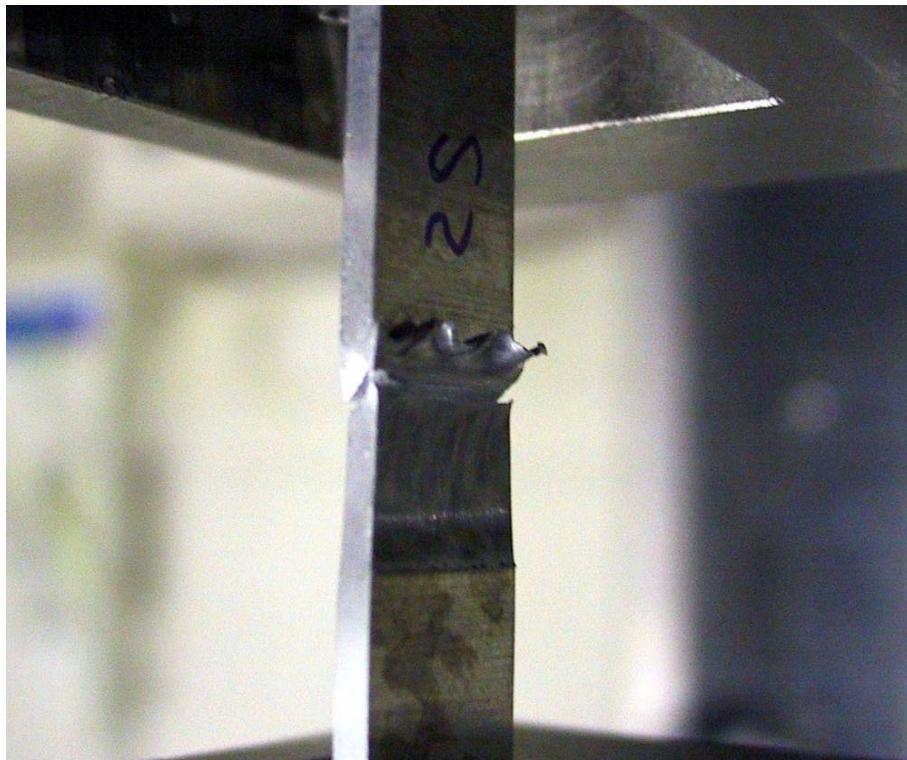


Figura 7.12 – Provino 2-5 rotto a trazione nella zona di discordanza.

Alla luce di quanto fin qui detto, si è proceduto a ripetere le prove su due provini per ogni campione di saldatura FSW, dopo averne lavorato a freddo le superfici allo scopo di eliminare ogni eventuale effetto di intaglio. Come mostrato nei dati seguenti le prestazioni dei provini sono migliorate, in percentuale del valore dell'integro, di valori compresi fra il 3.8% ed il 7.2%. Il diagramma di figura 7.13 è portato ad esempio di queste nuove prove eseguite.

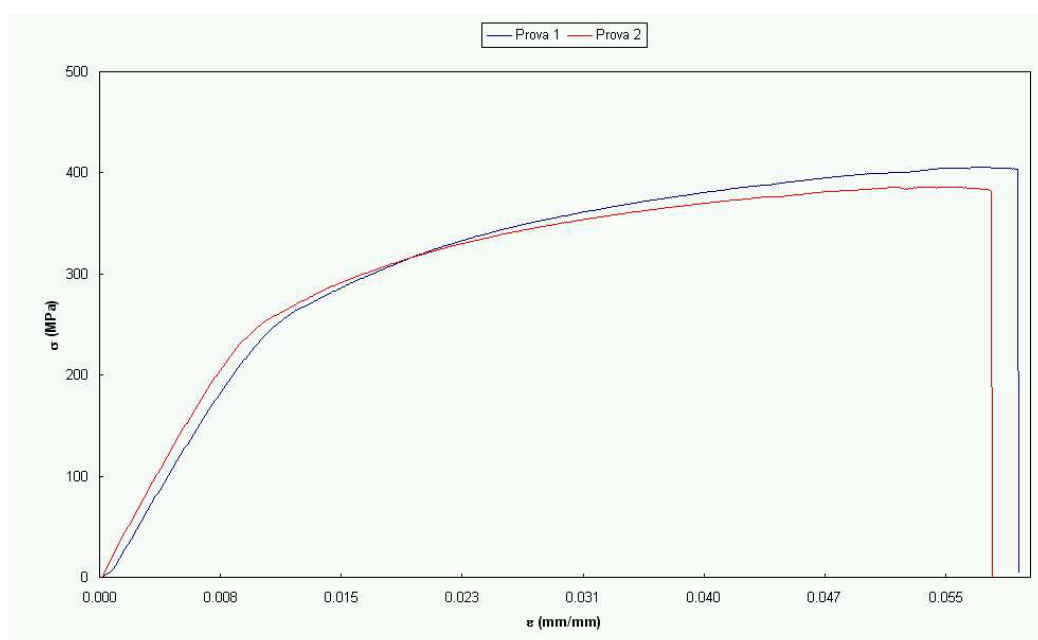


Figura 7.13 – Diagrammi σ - ϵ dei provini ricavati dai campioni di saldatura FSW con utensile piccolo in lega Al 2024-T3 e poi spianati.

N° Prova	Giunt.	Utens.	Dimensioni Provino		Carico di rottura (Mpa)	Carico di rottura medio (Mpa)	Resist. residua (%)
			Largh. (mm)	Spess. (mm)			
2 - 1	integro		12.00	2.00	470	469	
2 - 2	integro		12.00	2.00	465		
2 - 3	integro		12.00	2.00	472		
2 - 4	FSW	piccolo	12.00	1.85	369	370	78.9%
2 - 5	FSW	piccolo	12.16	1.87	377		
2 - 6	FSW	piccolo	12.05	1.89	364		
2 - 4s	FSW	Piccolo spianato	12.07	1.87	405	395	84.2% +5.3%
2 - 5s	FSW	Piccolo spianato	12.08	1.87	385		
2 - 7	FSW	grande	11.80	2.00	374	378	80.6%
2 - 8	FSW	grande	11.97	1.97	379		
2 - 9	FSW	grande	12.08	1.96	382		
2 - 7s	FSW	Grande spianato	12.04	1.94	396	396	84.4% +3.8%

2 – 8s	FSW	Grande spianato	11.96	1.92	<u>359</u>		
--------	-----	-----------------	-------	------	------------	--	--

Tabella 7.5 – Carichi di rottura provini in lega Al 2024-T3.

Per la valutazione dei risultati finali, il valore di rottura del provino 2 - 8s (sottolineato in tabella 7.5) non è stato considerato, poiché attribuibile ad un casuale difetto puntuale presente nel giunto saldato.

N° Prova	Giunt.	Utens.	Dimensioni Provino		Carico di rottura (Mpa)	Carico di rottura medio (Mpa)	Resist. residua (%)
			Largh. (mm)	Spess. (mm)			
6 - 1	integro		12.20	2.05	339	342	
6 - 2	integro		11.98	2.06	348		
6 - 3	integro		12.05	2.05	339		
6 - 4	FSW	piccolo	12.02	1.90	174	178	52.2%
6 - 5	FSW	piccolo	12.05	1.90	182		
6 - 6	FSW	piccolo	12.07	1.93	179		
6 - 4s	FSW	Piccolo spianato	12.05	1.94	186	203	59.4% +7.2%
6 - 5s	FSW	Piccolo spianato	11.90	1.86	221		
6 - 7	FSW	grande	12.08	1.86	195	202	59.2%
6 - 8	FSW	grande	12.06	1.96	210		
6 - 9	FSW	grande	12.03	1.88	202		
6 - 7s	FSW	Grande spianato	11.97	1.95	235	223	65.1% +5.9%
6 - 8s	FSW	Grande spianato	11.88	1.94	210		

Tabella 7.6 – Carichi di rottura provini in lega Al 6061-T6.

A conclusione di questa serie di prove, è possibile affermare che i giunti testa - testa ottenuti con tecnologia FSW si comportano, nelle prove di trazione, globalmente meglio di quelli ottenuti con tecnologia TIG in entrambe le leghe analizzate.

Conclude il paragrafo la figura 7.14 che racchiude un riepilogo di tutti i dati delle prove eseguite.

PROVE DI TRAZIONE														
N° Prova	Materiale	Giuntura	Utensile	spianati	Velocità Utensile (solo per FSW)			Dimensioni Provino		Carico di rottura medio (Mpa)	Resistenza residua (%)	Luogo rottura		
					Rotaz. (giri/min)	Avanzam. (mm/min)	Periferica concord. (mm/min)	Periferica discord. (mm/min)	Larghezza (mm)				Spessore (mm)	
2 - 1	2024-T3	integro	piccolo						12.00	2.00	470.4			
2 - 2									12.00	2.00	465.1			
2 - 3									12.00	2.00	472.1			
2 - 1T		TIG		no					12.12	1.95	390.3	50.7%	cordone	
2 - 2T									12.05	2.00	142.8			
2 - 3T									12.08	1.95	180.5			
2 - 4		FSW		no	905	35	9015	8945	12.00	1.85	369.3	78.9%	discordanza	
2 - 5					905	35	9015	8945	12.16	1.87	377.0			
2 - 6					905	35	9015	8945	12.05	1.89	363.9			
2 - 4s				si	905	35	9015	8945	12.07	1.87	404.7	84.2%	discordanza	
2 - 5s					905	35	9015	8945	12.08	1.87	385.3			
2 - 7					905	35	11260	11190	11.80	2.00	374.0			
2 - 8		grande	no	905	35	11260	11190	11.97	1.97	378.7	80.6%	discordanza		
2 - 9				905	35	11260	11190	12.08	1.96	382.1				
2 - 7s				905	35	11260	11190	12.04	1.94	396.4				
2 - 8s			si	905	35	11260	11190	11.96	1.92	359.4	80.5%	discordanza		
6 - 1	6061-T6	integro							12.20	2.06			339.1	
6 - 2									11.98	2.05			347.7	
6 - 3									12.05	2.06			339.2	
6 - 1T		TIG		no					12.25	2.53	120.4	41.8%	cordone nella ZTA	
6 - 2T									12.19	2.45	147.2			
6 - 3T									12.37	2.37	161.1			
6 - 4		FSW		no	905	78	9058	8902	12.02	1.90	173.9	52.2%	cordone	
6 - 5					905	78	9058	8902	12.05	1.90	182.3			
6 - 6					905	78	9058	8902	12.07	1.93	179.0			
6 - 4s		piccolo	si	905	78	9058	8902	12.05	1.94	185.6	59.4%	cordone		
6 - 5s				905	78	9058	8902	11.90	1.86	220.9				
6 - 7				905	78	11303	11147	12.08	1.86	195.3				
6 - 8		grande	no	905	78	11303	11147	12.06	1.96	209.6	59.2%	cordone		
6 - 9				905	78	11303	11147	12.03	1.88	202.3				
6 - 7s			si	905	78	11303	11147	11.97	1.95	235.1	65.1%	discordanza		
6 - 8s				905	78	11303	11147	11.88	1.94	210.0				

Figura 7.14 – Riepilogo prove di trazione

7.1.1. Analisi frattografica.

Dopo aver eseguito le prove di trazione, per trarre maggiori informazioni sul tipo di rottura subita dai provini, si è deciso di osservare al S.E.M. le superfici di frattura.

Per ogni famiglia di provini si è scelta una superficie di frattura e, con l'aiuto di una tranciatrice a freddo, sono stati preparati dei provini da inserire nella camera a vuoto del microscopio a scansione. Nella seguente figura 7.15 è mostrato uno dei due provini realizzati per lo scopo.



Figura 7.15 – Supporto con tre provini per l'analisi al S.E.M. delle superfici di frattura.

Nelle figure 7.16 e 7.17 è mostrata la superficie di frattura di un provino integro (non saldato) di Al2024-T3 rispettivamente con ingrandimento 175x e 644x.

A seguire saranno riportate le immagini, riprese con gli stessi ingrandimenti, delle superfici di frattura di un provino saldato con processo TIG (figure 7.18 e 7.19) e, successivamente, di un provino saldato con tecnologia FSW (figure 7.20 e 7.21) sempre su Al2024-T3.

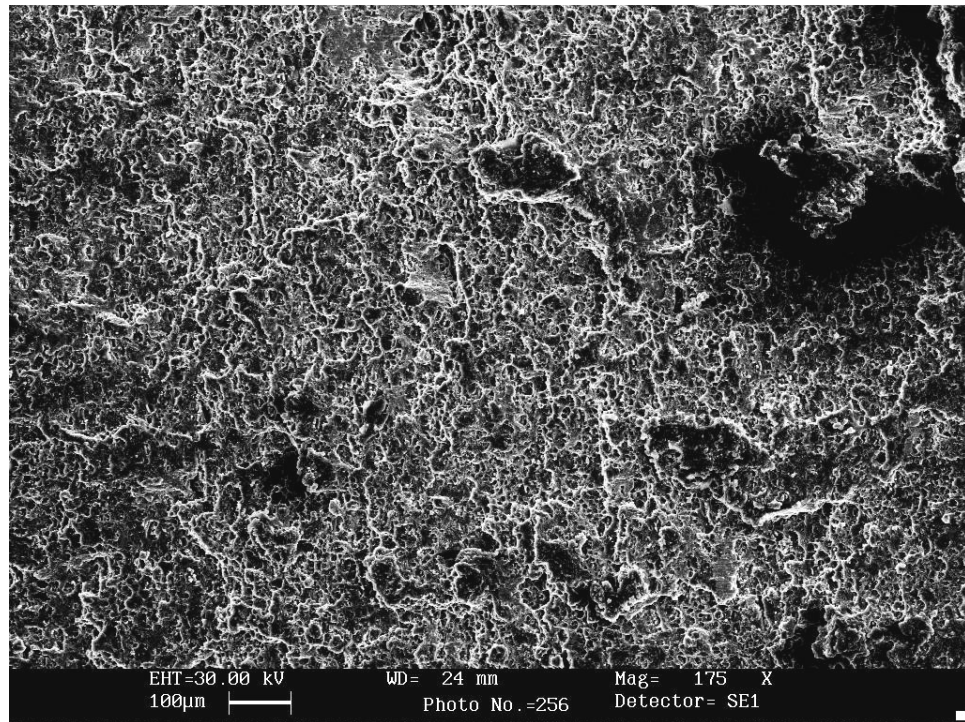


Figura 7.16 – Immagine al S.E.M. della superficie di frattura di un provino integro di Al2024-T3 (175x).

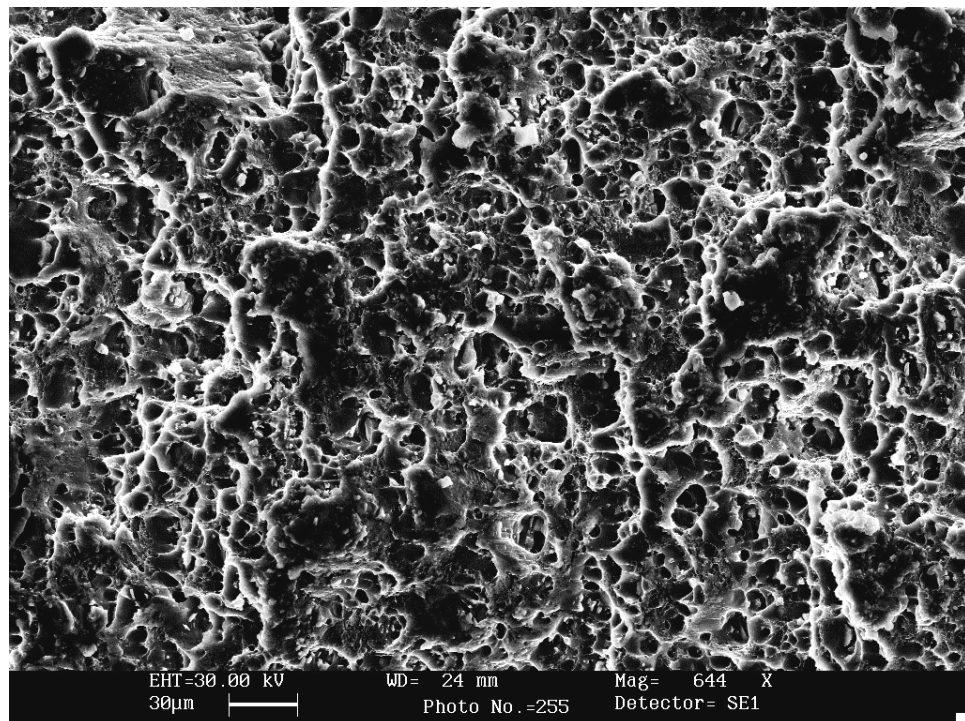


Figura 7.17 – Immagine al S.E.M. della superficie di frattura di un provino integro di Al2024-T3 (644x).

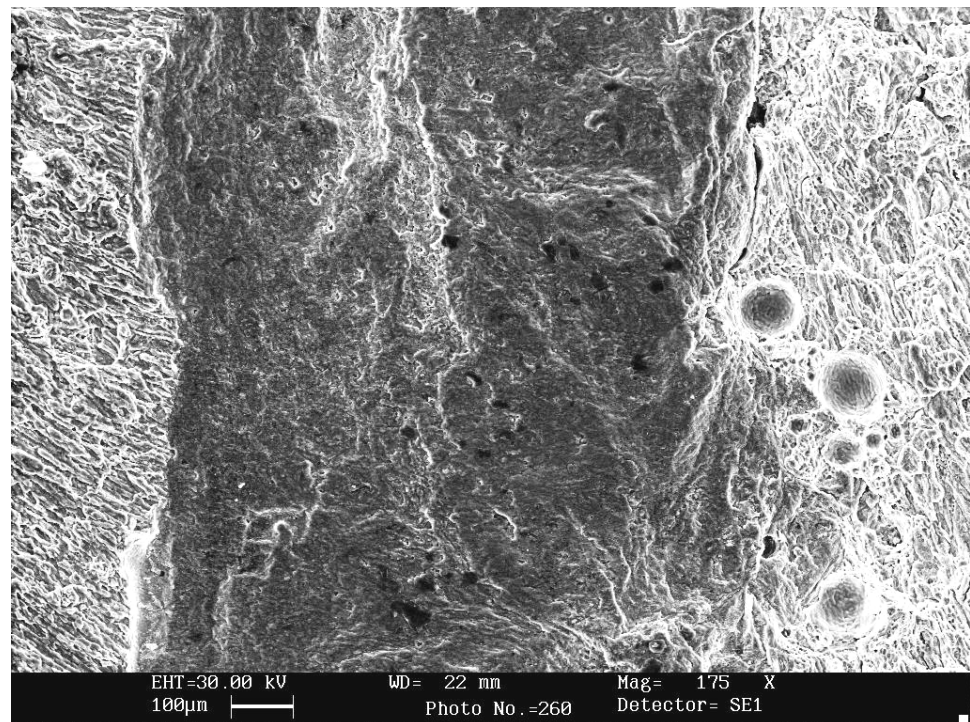


Figura 7.18 – Immagine al S.E.M. della superficie di frattura di un provino saldato con processo TIG di Al2024-T3 (175x).

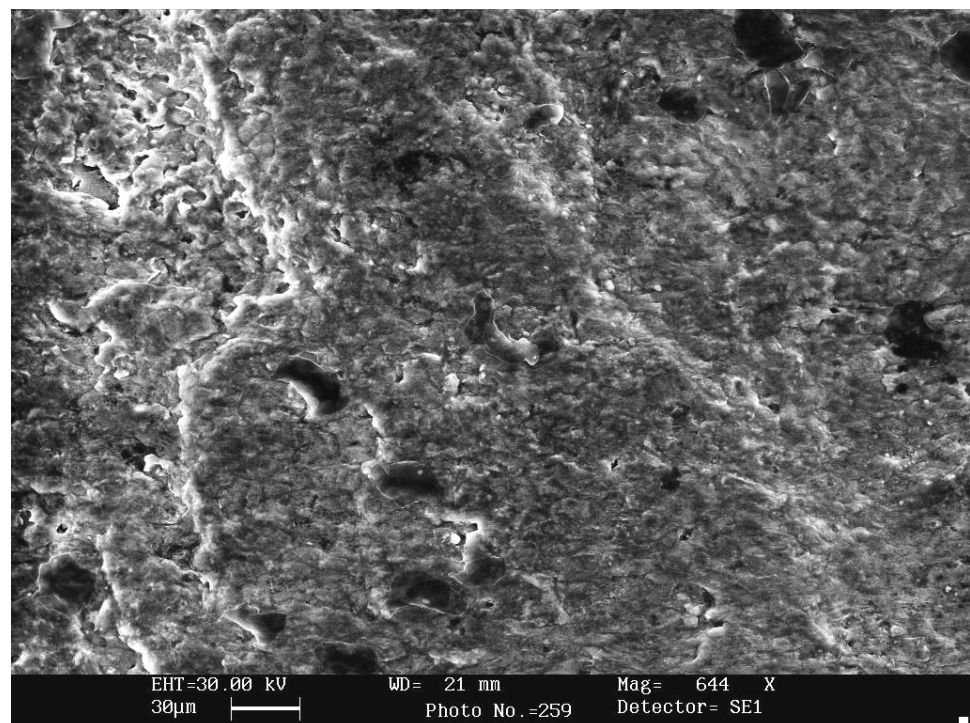


Figura 7.19 – Immagine al S.E.M. della superficie di frattura di un provino saldato con processo TIG di Al2024-T3 (644x).

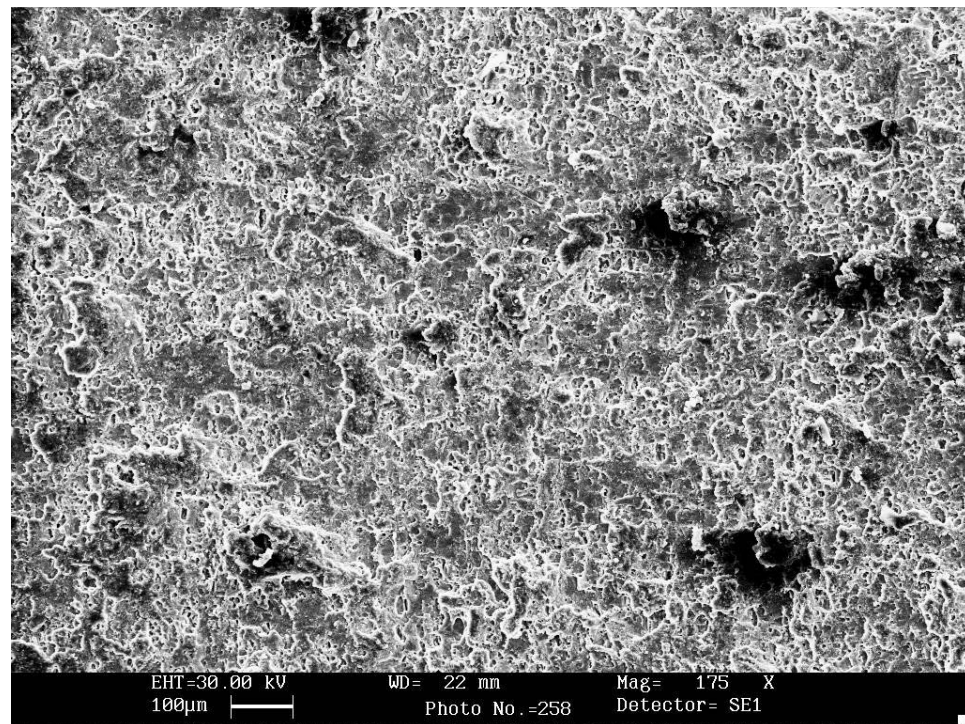


Figura 7.20 – Immagine al S.E.M. della superficie di frattura di un provino saldato con processo FSW di Al2024-T3 (175x).

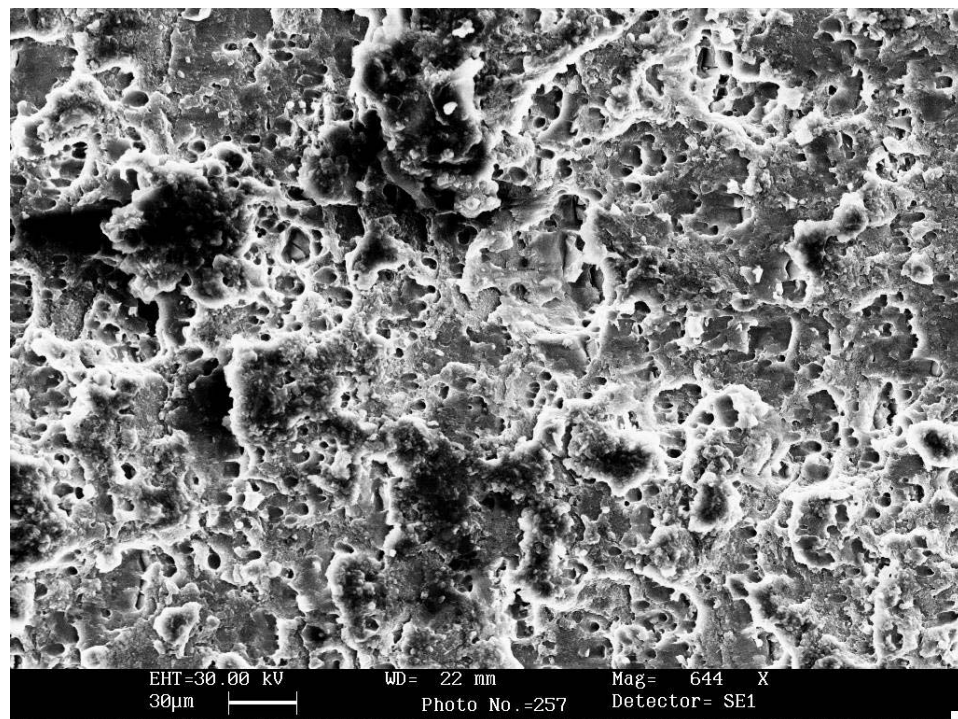


Figura 7.21 – Immagine al S.E.M. della superficie di frattura di un provino saldato con processo FSW di Al2024-T3 (644x).

Dall'analisi di queste micrografie è importante notare la forte somiglianza fra la superficie di frattura del materiale integro (figure 7.16 e 7.17) e quella del provino saldato con processo FSW (figure 7.20 e 7.21) a dimostrazione del fatto che il meccanismo che ha portato alla rottura è probabilmente lo stesso.

In entrambi i suddetti casi la frattura è evidentemente duttile, cosa che non è vera, invece, per la rottura avvenuta nel cordone di saldatura ottenuto con tecnologia TIG dove è possibile riconoscere anche la presenza di pori e tarli in seno al cordone. L'ultima cosa da portare in evidenza è che, per il materiale integro e la saldatura FSW, vi è un unico piano di scorrimento mentre per la rottura del cordone TIG ci sono numerosi piani di rottura.

La stessa analisi è stata condotta anche per i provini provenienti dalla lega Al6061-T6, di seguito saranno mostrate due figure per ogni superficie con ingrandimenti 175x e 644x.

Le prime due (figure 7.22 e 7.23) si riferiscono al materiale integro, la seconda coppia rappresenta la giunzione con processo TIG (figure 7.24 e 7.25), per ultima è rappresentata la superficie di rottura del provino ricavato dal campione saldato con la FSW (figure 7.26 e 7.27).

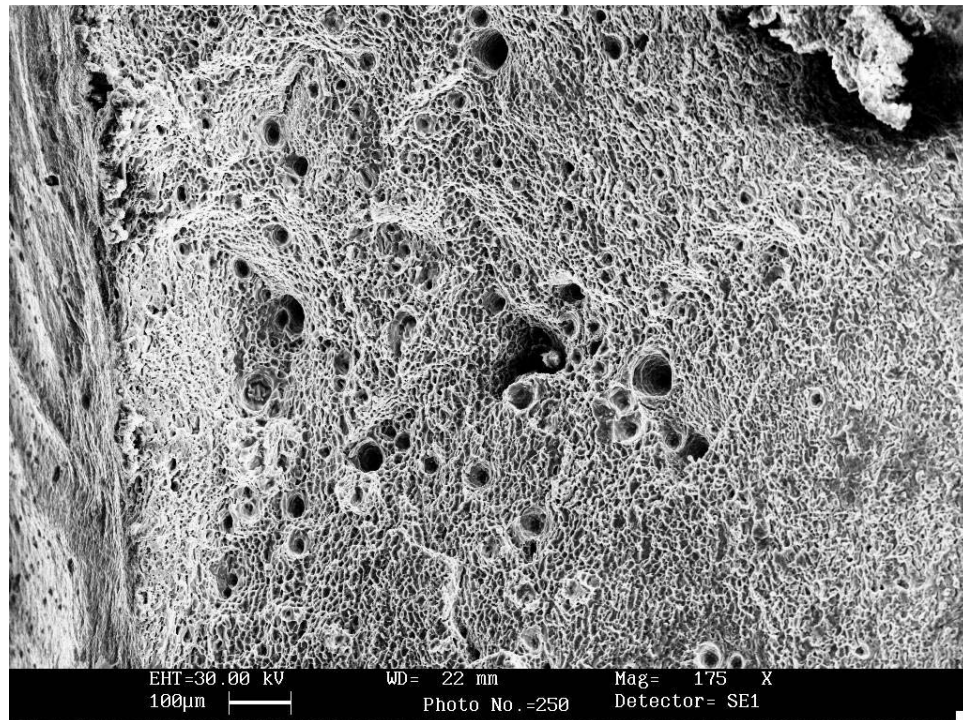


Figura 7.22 – Immagine al S.E.M. della superficie di frattura di un provino integro di Al6061-T6 (175x).

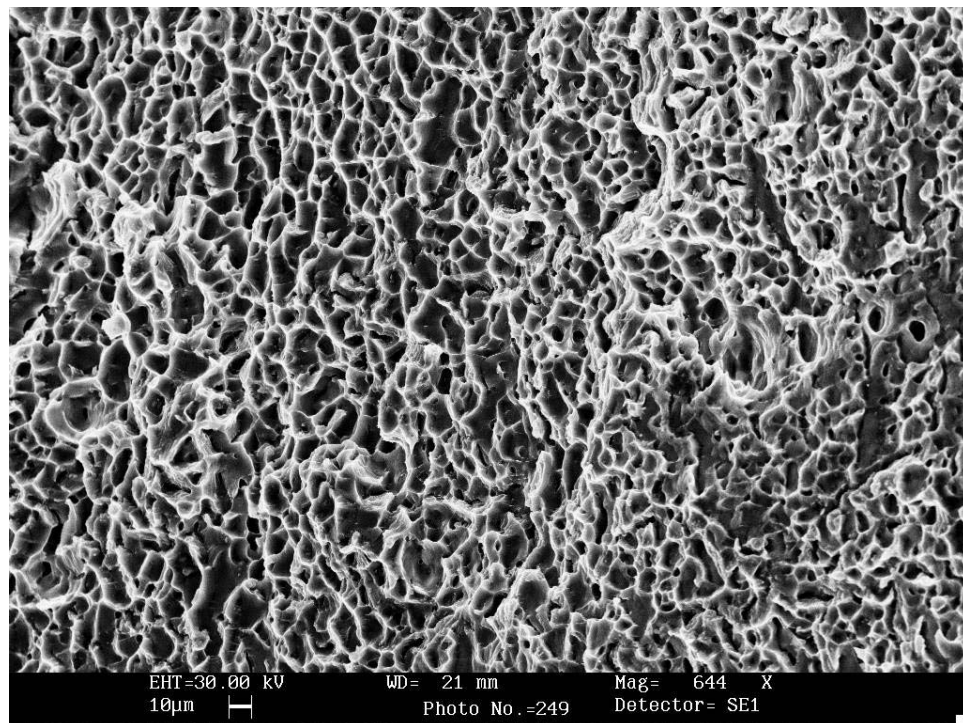


Figura 7.23 – Immagine al S.E.M. della superficie di frattura di un provino integro di Al6061-T6 (644x).

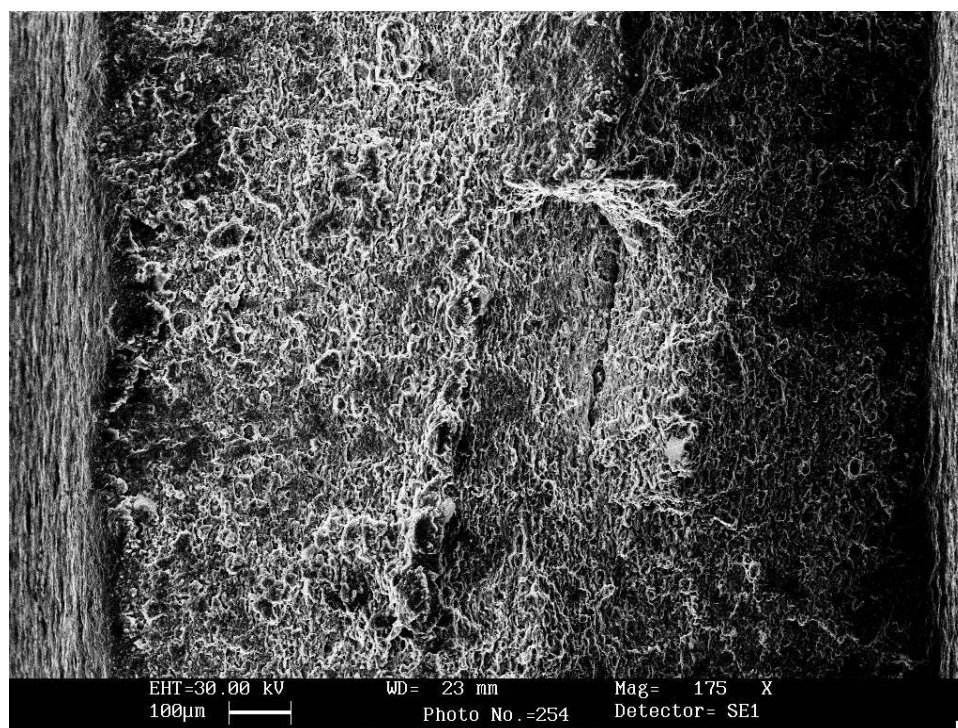


Figura 7.24– Immagine al S.E.M. della superficie di frattura di un provino saldato con processo TIG di Al6061-T6 (175x).

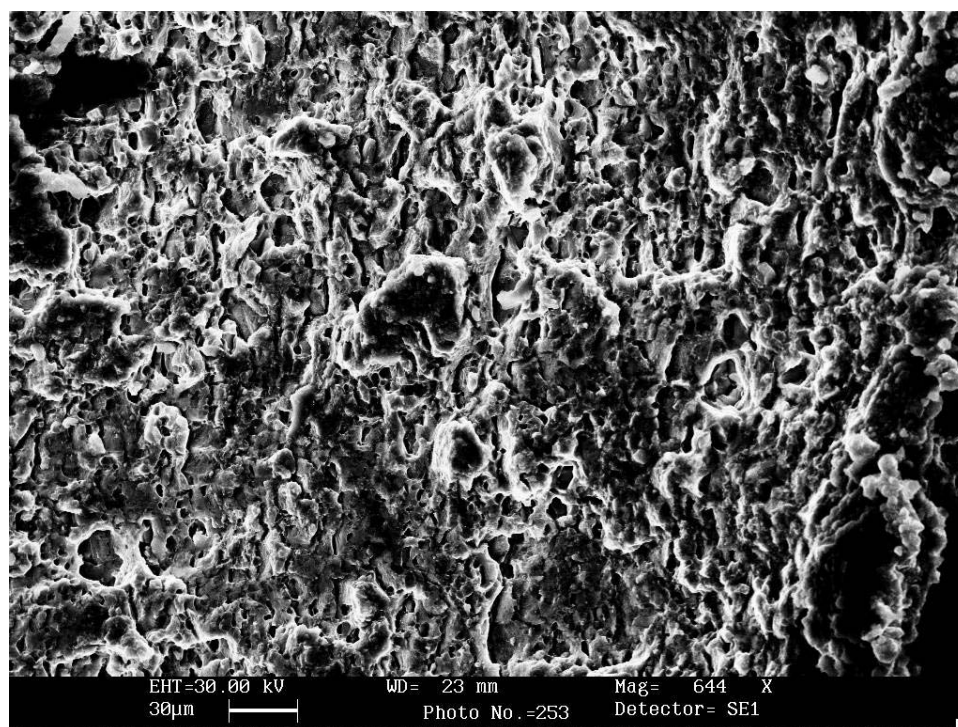


Figura 7.25 – Immagine al S.E.M. della superficie di frattura di un provino saldato con processo TIG di Al6061-T6 (644x).

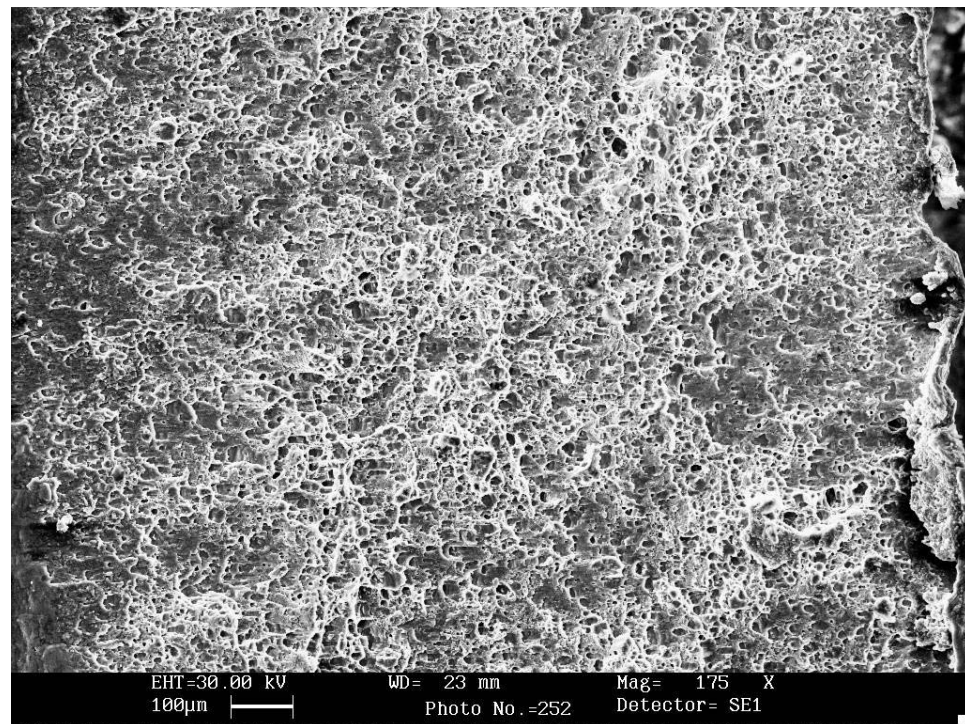


Figura 7.26 – Immagine al S.E.M. della superficie di frattura di un provino saldato con processo FSW di Al6061-T6 (175x).

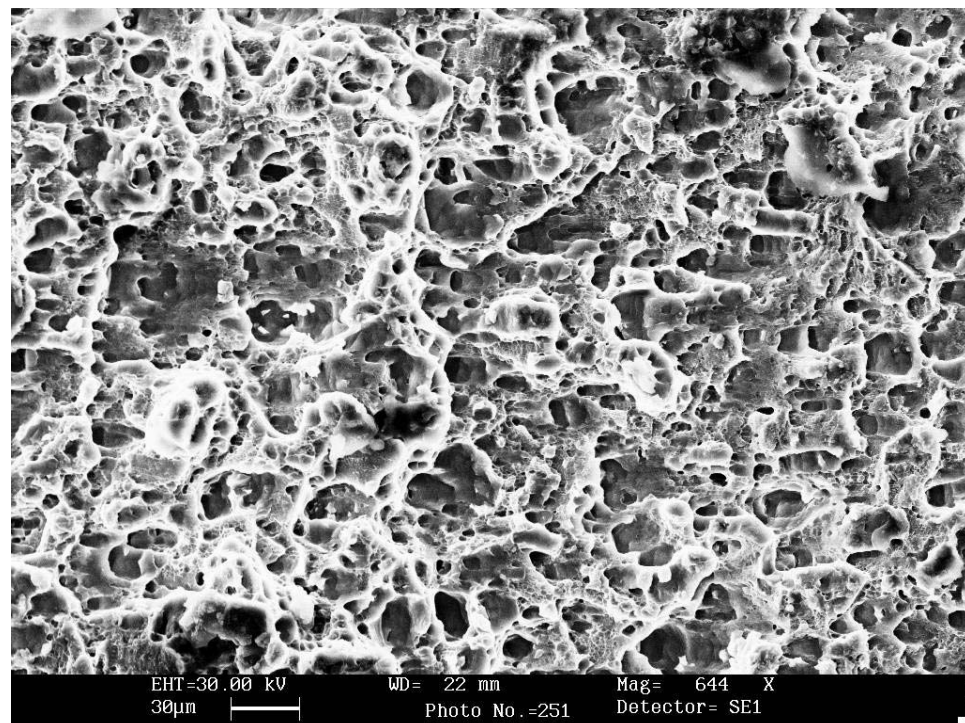


Figura 7.27– Immagine al S.E.M. della superficie di frattura di un provino saldato con processo FSW di Al6061-T6 (644x).

Si pongono in evidenza sulla superficie di frattura del materiale integro (figura 7.22) le cavità rotonde (dimples) tipiche di una rottura duttile che è seguita ad una forte strizione ed ad un allungamento molto accentuato. La nascita e l'accrescimento di tali dimples si comprendono meglio se si considera lo stato di tensione triassiale che accompagna il fenomeno della strizione: tale condizione, assimilabile ad uno stato tensionale idrostatico di depressione, favorisce, a partire da un qualsiasi difetto, la nucleazione e l'accrescimento della succitata cavità sferica che ritroviamo, appunto, sotto forma di dimple sulla superficie di frattura.

Le stesse cavità, anche se sensibilmente più piccole, sono evidenti anche sulla superficie di frattura FSW (figura 7.24), a dimostrazione che le rotture che avvengono nella zona di discordanza dei cordoni di saldatura con tecnologia FSW sono molto simili a quelle che avvengono nel materiale integro. Anche in questo caso esiste un'unica superficie di scorrimento e rottura.

Per quanto riguarda la rottura del provino saldato con tecnologia TIG, sebbene non siano evidenti difetti preesistenti, la superficie di frattura appare molto simile a quella avvenuta sulla lega Al2024-T3 saldata con lo stesso processo. Anche in questo caso esistono più piani di rottura.

7.2. Prove di piegamento.

L'obiettivo delle prove era capire se i cordoni di saldatura avevano conservato abbastanza duttilità da lasciarsi piegare di 90° senza l'insorgere di cricche sull'estradosso.

Nelle due figure successive (fig. 7.28 e fig. 7.29) sono mostrate alcune fotografie riprese in diverse fasi dell'esecuzione delle prove:

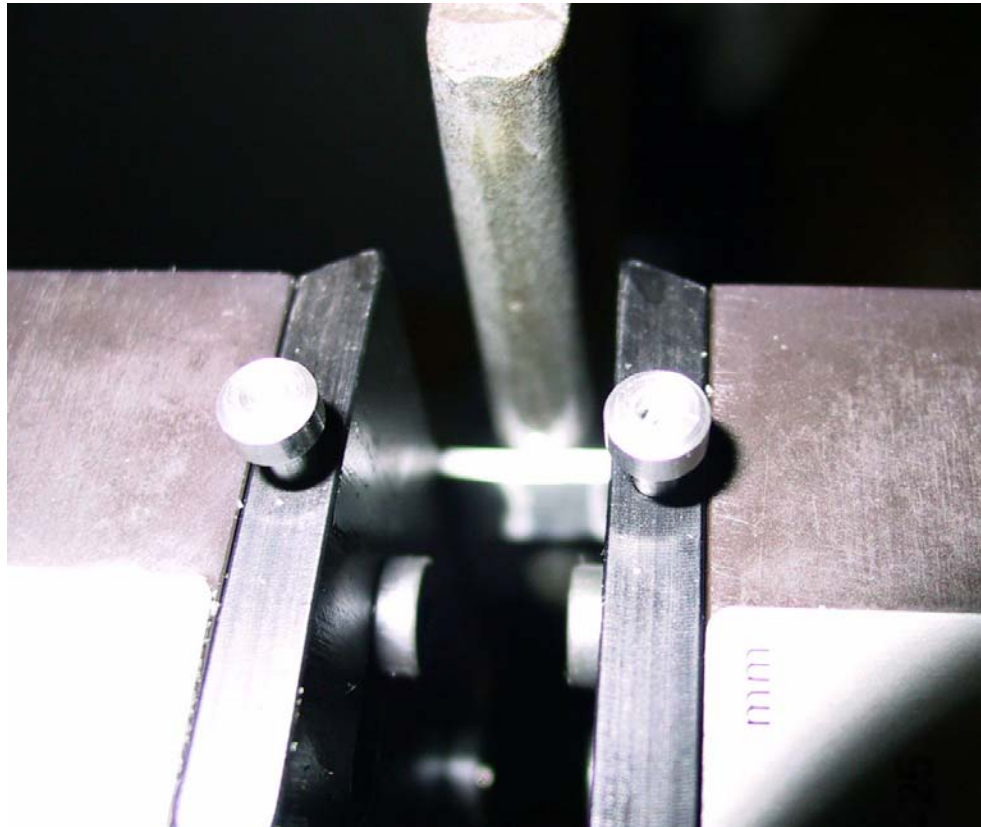


Figura 7.28 – Inizio prova di piegamento.

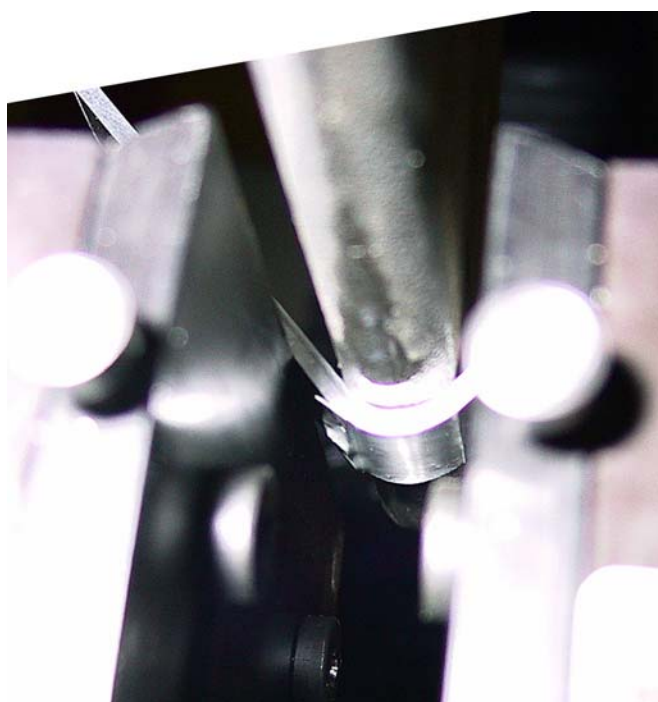


Figura 7.29 – Fine prova di piegamento.

Nelle seguenti tabelle 7.7 e 7.8 sono elencati i risultati per i vari provini.

N° Prova	Tipo Giunto	Esito prova di piegamento	Velocità Utensile			
			Rotaz. giri/min	Avanzam. mm/min	Periferica concord. mm/min	Periferica discord. mm/min
2 - 1	integro	si				
2 - 2	integro					
2 - 3	integro					
2 - 1T	TIG	no				
2 - 2T	TIG					
2 - 3T	TIG					
2 - 4	FSW	si	905	35	9015	8945
2 - 5	FSW		905	35	9015	8945
2 - 6	FSW		905	35	9015	8945
2 - 7	FSW	no	905	35	11260	11190
2 - 8	FSW		905	35	11260	11190
2 - 9	FSW		905	35	11260	11190

Tabella 7.7 – Risultati delle prove di piegamento su Al2024-T3

Le prove di piegamento sono state intese superate e, quindi, in tabella contrassegnate con un “si”, se almeno due dei tre provini si sono lasciati piegare di un angolo $\geq 90^\circ$ senza l’insorgere di rotture, cricche o fratture. Nell’esecuzione delle prove nessun gruppo di provini ha mostrato discordanze di comportamento al suo interno.

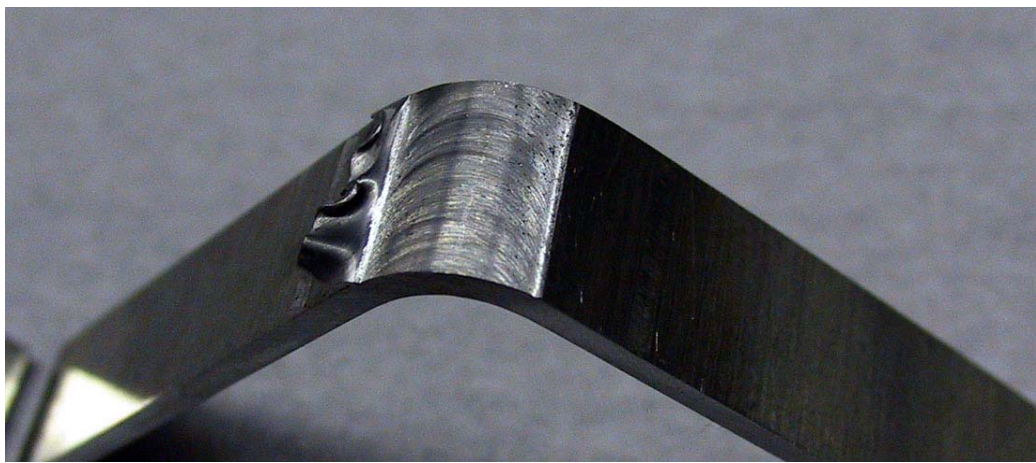


Figura 7.30 – Provino piegato con successo di Al2024-T3 saldato FSW con utensile piccolo.

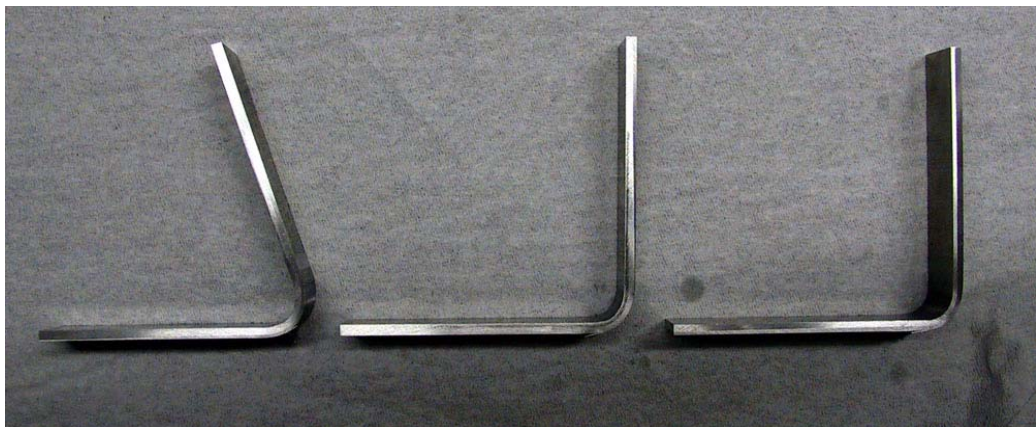


Figura 7.31 – Angolo di interruzione della prova sui provini di Al2024-T3 saldato FSW con utensile piccolo.

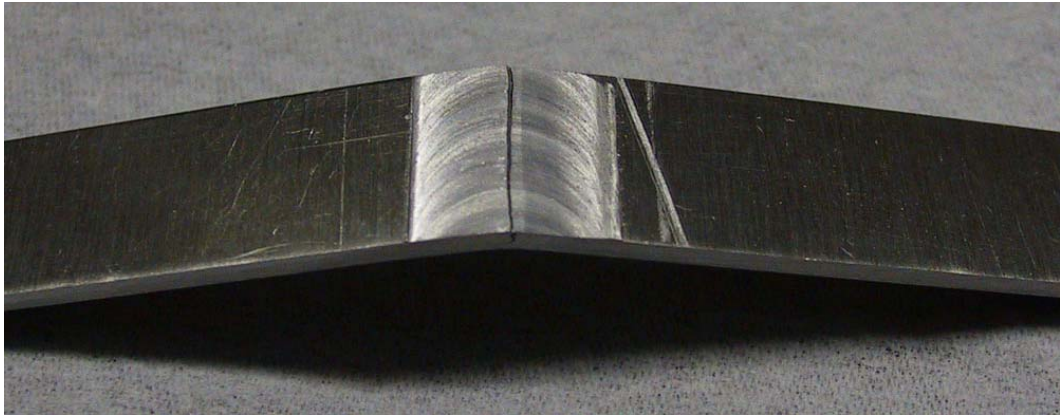


Figura 7.32 – Cricca sull'estradosso di un provino di Al2024-T3 saldato FSW con utensile grande.

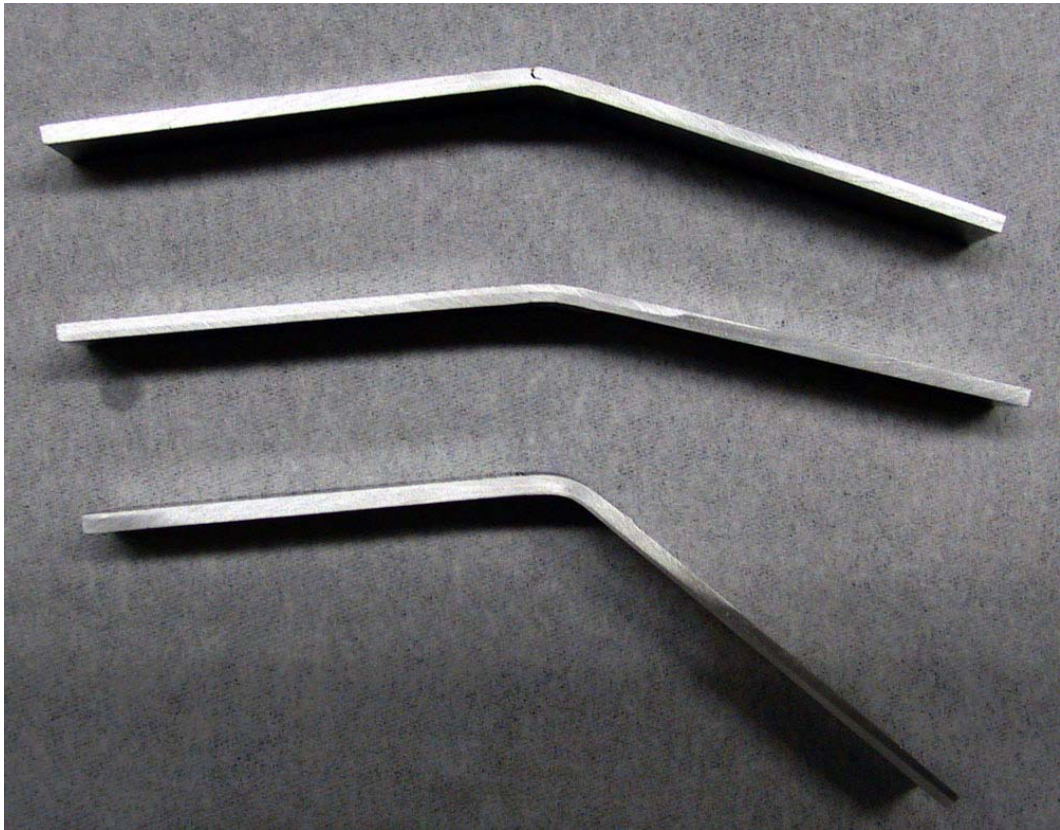


Figura 7.33 – Angolo di rottura sui provini di Al2024-T3 saldati FSW con utensile grande.

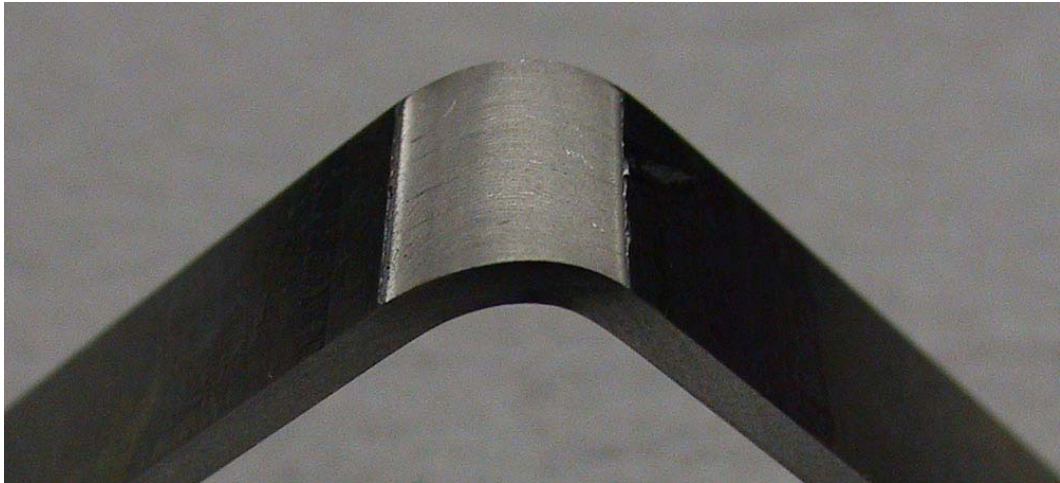


Figura 7.34 – Provino piegato con successo di Al6061-T6 saldato FSW con utensile piccolo.

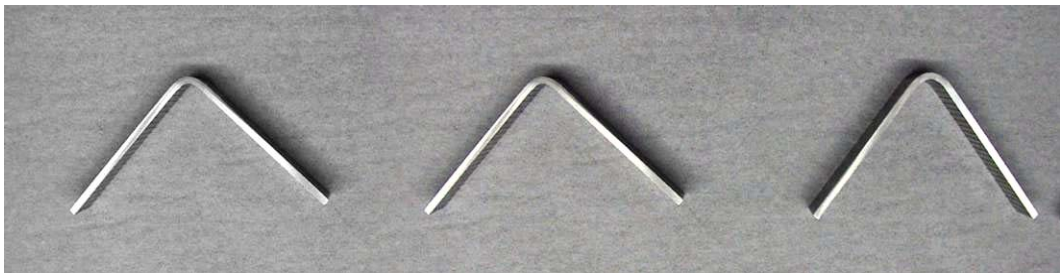


Figura 7.35 – Angolo di interruzione della prova sui provini di Al6061-T6 saldato FSW con utensile piccolo.

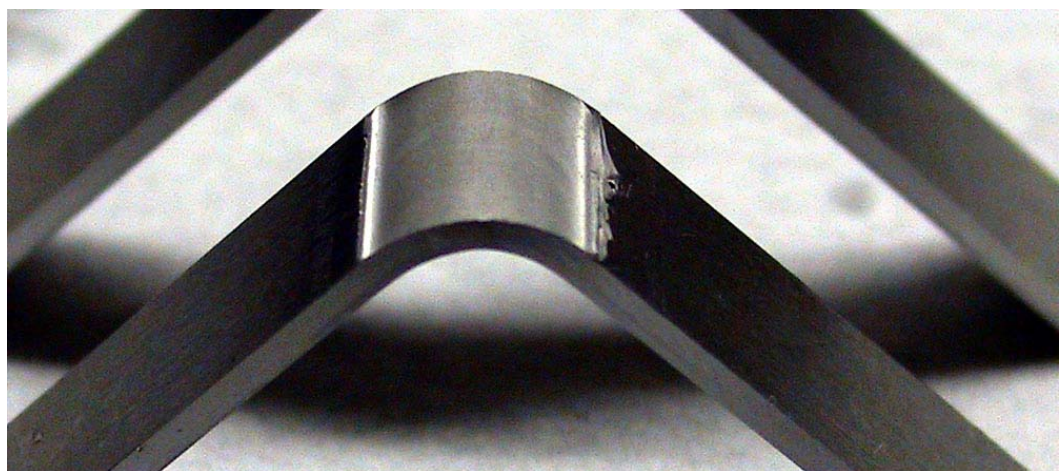


Figura 7.36 – Provino piegato con successo di Al6061-T6 saldato FSW con utensile grande.



Figura 7.37 – Angolo di interruzione della prova sui provini di Al 6061-T6 saldato FSW con utensile grande.

N° Prova	Tipo Giunto	Esito prova di piegamento	Velocità Utensile			
			Rotaz. giri/min	Avanzam. mm/min	Periferica concord. mm/min	Periferica discord. mm/min
6 - 1	integro	si				
6 - 2	integro					
6 - 3	integro					
6 - 1T	TIG	si				
6 - 2T	TIG					
6 - 3T	TIG					
6 - 4	FSW	si	905	35	9015	8945
6 - 5	FSW		905	35	9015	8945
6 - 6	FSW		905	35	9015	8945
6 - 7	FSW	si	905	35	11260	11190
6 - 8	FSW		905	35	11260	11190
6 - 9	FSW		905	35	11260	11190

Tabella 7.8 – Risultati delle prove di piegamento su Al6061-T6.

La rottura dei provini, saldati con processo TIG sulla lega Al2024-T3, è dovuta alla presenza di numerosissimi difetti di saldatura oltre che ad un eccessivo indurimento del cordone di saldatura; per quanto riguarda i provini saldati con processo FSW, con utensile grande e sulla stessa lega, l'eccessiva perdita di

duttilità è, probabilmente, da imputare ad una durezza eccessiva del cordone e della zona di flow arm.

7.3. Prove di microdurezza.

Eseguite le prove, punto per punto, è stata calcolata la microdurezza Vickers (HV) con la formula:

$$HV(kp/mm^2) = 1854.4 \cdot P / d^2$$

il peso usato nelle nostre prove era pari a 300g; di seguito sono mostrati i valori riscontrati come confronto con la microdurezza originaria della lamina (HV/HV₀):

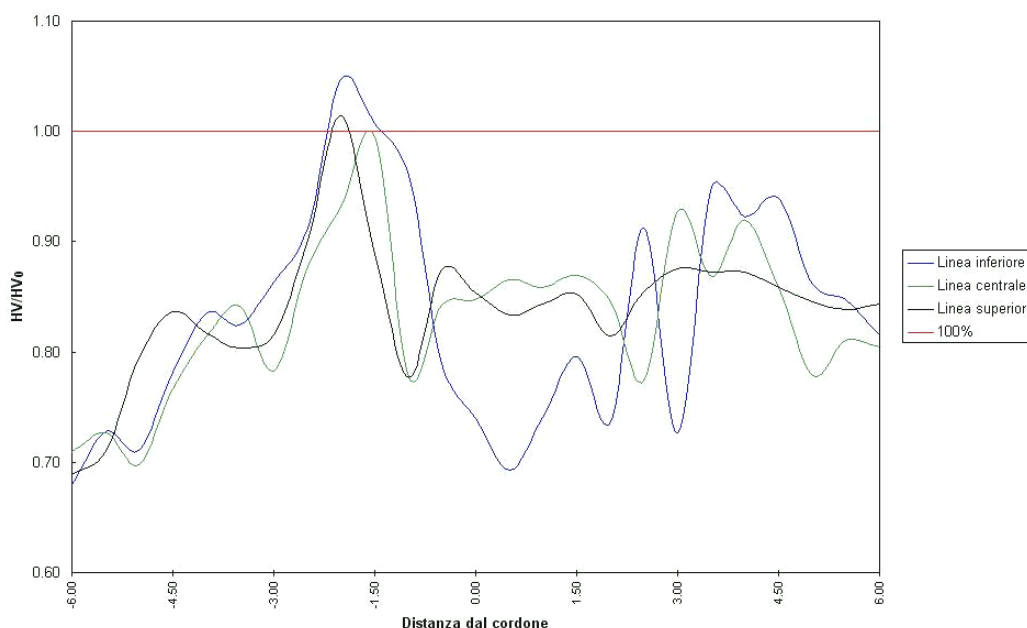


Figura 7.38 – Grafico della microdurezza Vickers del cordone e della ZTA di una giunzione TIG su lega Al2024-T3.

Dalla figura 7.38 (saldatura con processo TIG) non si trae nessun andamento particolare, come del resto ci si aspettava; resta da mettere in evidenza solo una globale riduzione della microdurezza dovuta allo stress termico.

La riduzione del valore HV, ricordando i risultati di tali provini nelle prove di trazione e piegamento, conferma la presenza di un super-invecchiamento della lega che ne ha ridotto le prestazioni meccaniche.

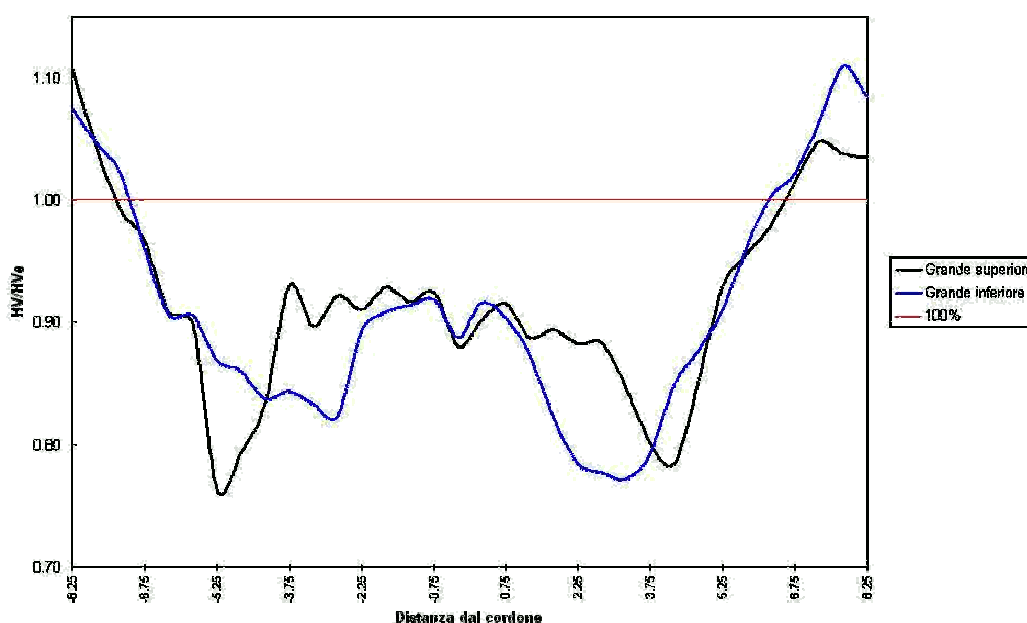


Figura 7.39 – Grafico della microdurezza Vickers del cordone e della ZTA di una giunzione FSW con utensile grande su lega Al2024-T3.

Nella figura 7.39 (saldatura di lega Al2024-T3 con processo FSW ed utensile grande) è possibile notare il particolare andamento ad M, tipico di questo tipo di giunzioni; anche in questa giunzione lo stress termico ha ridotto la microdurezza globale nella zona del cordone ma in misura molto più lieve rispetto

al processo TIG, infatti, anche nella ZTMA si è conservato quasi l'80% della microdurezza originale.

Nella seguente figura 7.40 è, invece, rappresentato il grafico delle microdurezza per un giunto, di lega AL2024-T3, saldato con processo FSW ed utensile piccolo, seguito subito dalla figura 7.41 che rappresenta una mappa della microdurezza in tutta la sezione del cordone, della ZTMA e della ZTA.

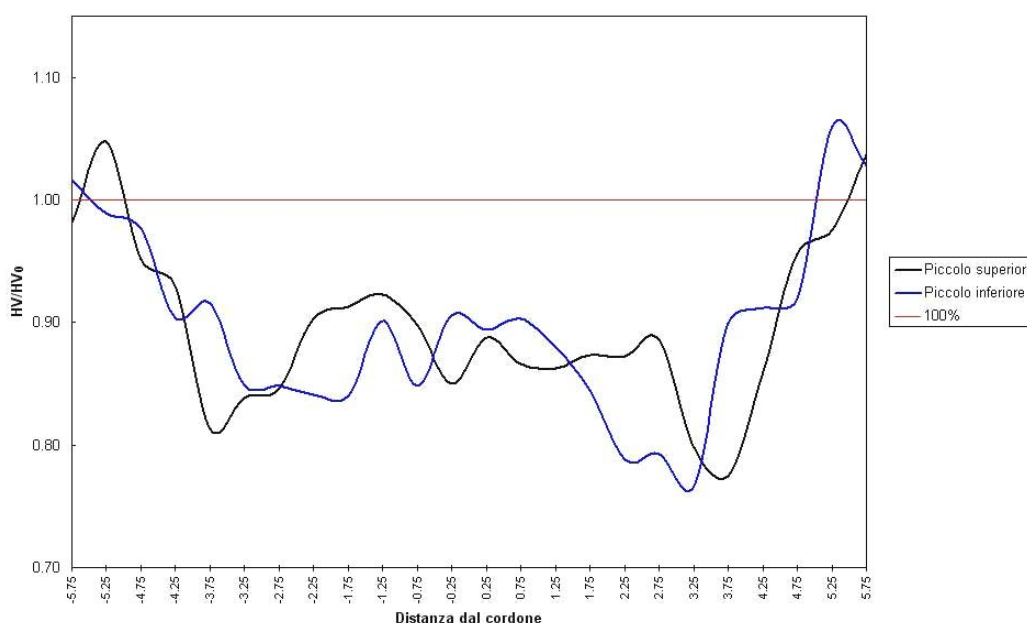


Figura 7.40 – Grafico della microdurezza Vickers del cordone e della ZTA di una giunzione FSW con utensile piccolo su lega Al2024-T3.

Per la figura 7.40 valgono le stesse considerazioni fatte per la 7.39.

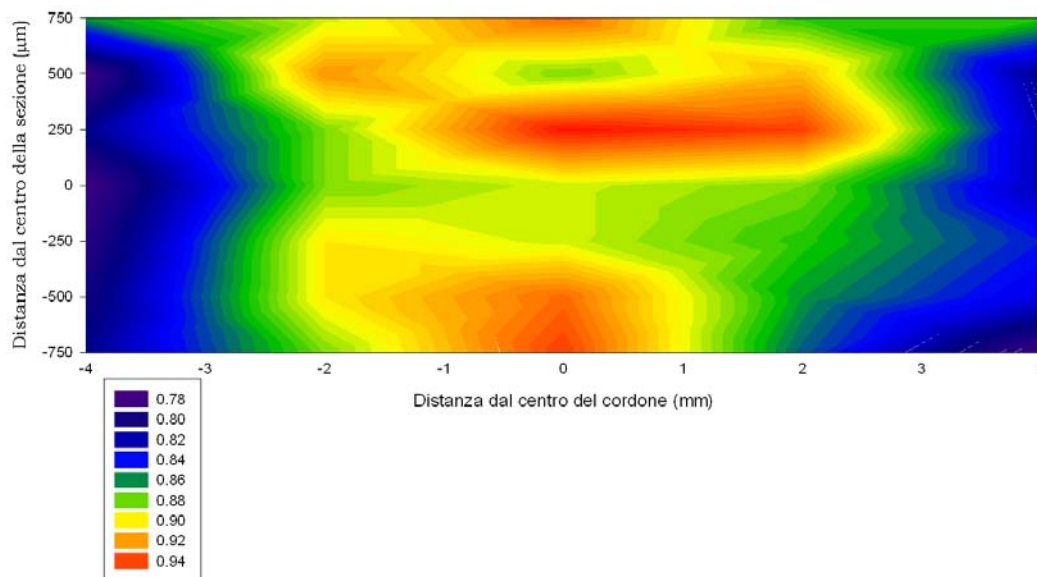


Figura 7.41 – Mappa della microdurezza Vickers del cordone e della ZTA di una giunzione FSW con utensile piccolo su lega Al2024-T3.

Nella mappa di figura 7.41 è importante notare la presenza della tipica forma dell'utensile e la zona flow arm, evidentemente più dura a causa dello schiacciamento subito dallo spallamento dell'utensile (forgiatura).

Una peculiarità dei risultati ottenuti sulla lega Al2024-T3 è quella che, allontanandoci dal centro del cordone di saldatura, oltre la fine della zona flow arm, nel materiale è possibile riscontrare un aumento sensibile del valore della microdurezza.

Questo fenomeno è attribuibile allo stato del trattamento termico T3 della lega prima della saldatura, in quanto, alla giusta distanza dalla sorgente di calore, il lieve apporto termico potrebbe aver avviato una forma di invecchiamento artificiale sufficiente a far evolvere il materiale nella direzione degli stati termici T4-T5-T6 senza però provocare un superinvecchiamento come spesso avviene

nelle zone soggette a forti stress termici (fenomeni di coalescenza delle zone di Guinier-Preston verso le fasi θ^I , θ).

Questo fenomeno, come si vedrà chiaramente dai grafici esposti in seguito, non è presente nei giunti in lega Al6061-T6 dove il trattamento termico del materiale base T6 non permette, in nessun caso, un miglioramento delle prestazioni meccaniche ma solo peggioramenti dovuti a fenomeni di superinvecchiamento (coalescenze di fasi β^I o β).

Nella seguente figura 7.42 si riporta una tipica curva di invecchiamento e riprecipitazione delle leghe di alluminio, nella forma durezza-tempo (H-t), allo scopo di rendere più comprensibile l'ipotesi appena formulata. Si ricorda, inoltre, che il fenomeno dell'invecchiamento (aging) è più veloce con l'aumento dell'energia disponibile alla movimentazione delle particelle alliganti nel reticolo (temperatura). La decadenza delle proprietà meccaniche dovute all'evoluzione verso l'equilibrio (fasi τ) è detta superinvecchiamento (overaging).

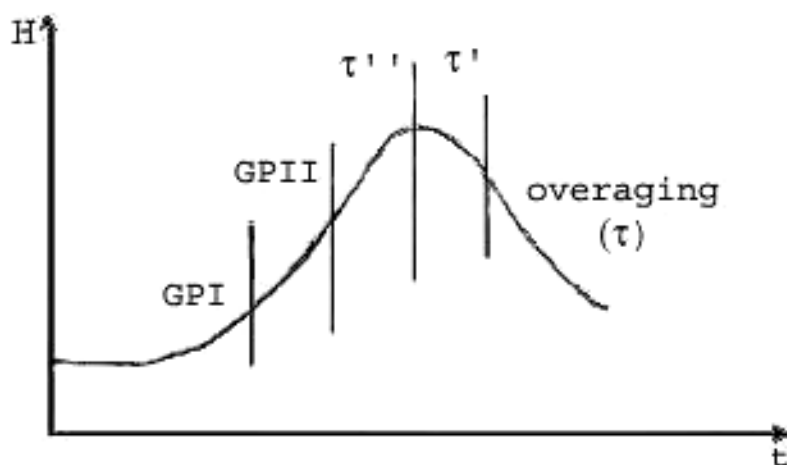


Figura 7.42– Invecchiamento – vari stadi di riprecipitazione.

A seguire saranno riportati i grafici della microdurezza sui campioni saldati di Al6061-T6:

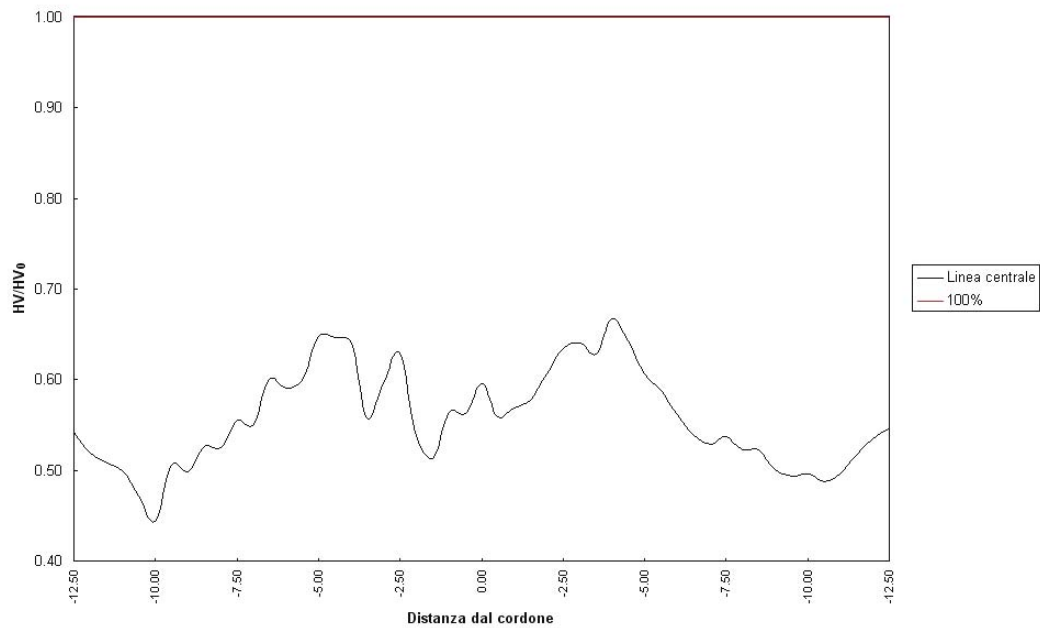


Figura 7.43 – Grafico della microdurezza Vickers del cordone e della ZTA di una giunzione TIG su lega Al6061-T6.

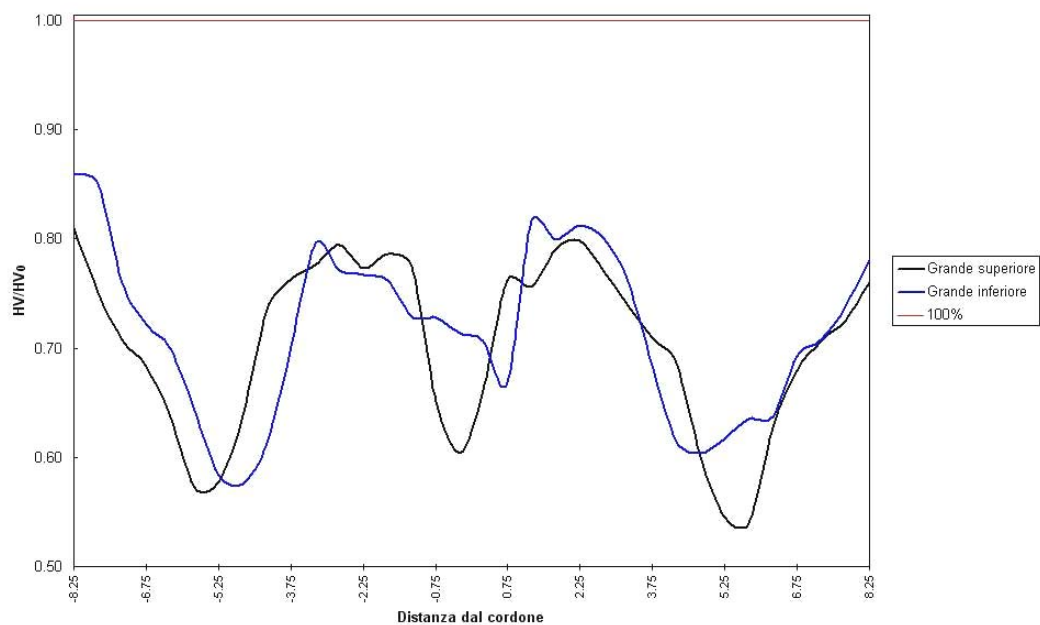


Figura 7.44 – Grafico della microdurezza Vickers del cordone e della ZTA di una giunzione FSW con utensile grande su lega Al6061-T6.

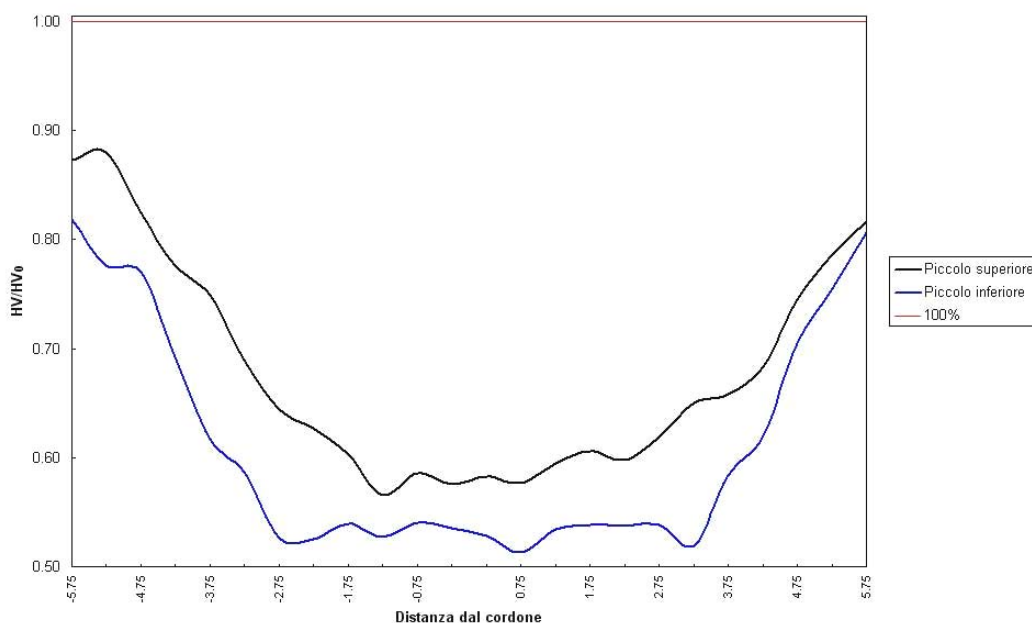


Figura 7.45 – Grafico della microdurezza Vickers del cordone e della ZTA di una giunzione FSW con utensile piccolo su lega Al6061-T6.

I risultati esposti graficamente nelle precedenti figure 7.43, 7.44 e 7.45 sotto forma di grafici HV/HV₀-Distanza dal cordone sono stati ottenuti con tutti i provini esaminati provenienti dai vari campioni saldati di lega Al6061-T6. Detti risultati sono pienamente concordi con quelli ottenuti per entrambi i processi di saldatura, e già precedentemente descritti, a riguardo della lega Al2024-T3.

La maggior perdita di microdurezza, e di tutte le altre caratteristiche meccaniche, notata sulla lega Al6061-T6 in confronto alla lega Al2024-T3, è molto probabilmente dovuta alla presenza di un trattamento termico più spinto sul materiale base (T6 contro T3) che rende decisamente più evidenti gli effetti negativi dovuti ad uno stress termico.

A prova di questa supposizione c'è il peggioramento più marcato nei campioni provenienti da saldature con processo TIG dove l'apporto termico è notevolmente maggiore dovendo fornire abbastanza energia da portare oltre la temperatura di fusione il materiale base.

7.4. Indagini al microscopio.

Una volta realizzati e preparati i provini, a partire dai campioni saldati e secondo le tecniche descritte nel capitolo precedente, si è proceduto ad osservarli al microscopio metallografico. L'obiettivo delle prove era rintracciare le zone fondamentali caratteristiche di ogni tipo di giuntura oltre alla ricerca di eventuali difetti o peculiarità.

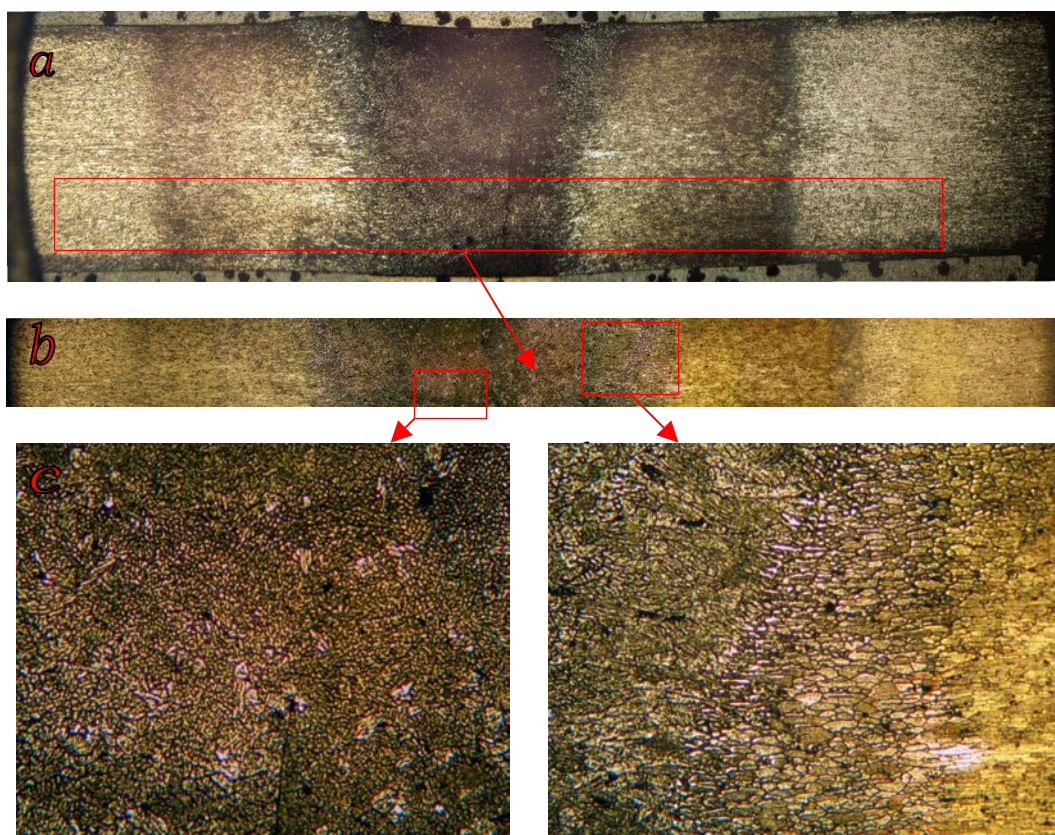


Figura 7.46 – Vista al microscopio metallografico della intera sezione del provino saldato (a e b) con processo TIG di lega Al2024-T3 e due ingrandimenti del centro del cordone (c) e della ZTA (d).

Nella figura 7.46 si nota la differenza di struttura fra le varie zone della sezione, in particolare la struttura disordinata del cordone di saldatura (materiale fuso e risolidificato), la struttura colonnare della ZTA dove la ricristallizzazione è avvenuta sotto un forte gradiente termico monodirezionale e la struttura del metallo base (laminato). E' da mettere in evidenza anche la presenza di moltissimi difetti (porosità e tarli) nel cordone e di una grossa cricca al centro del cordone.

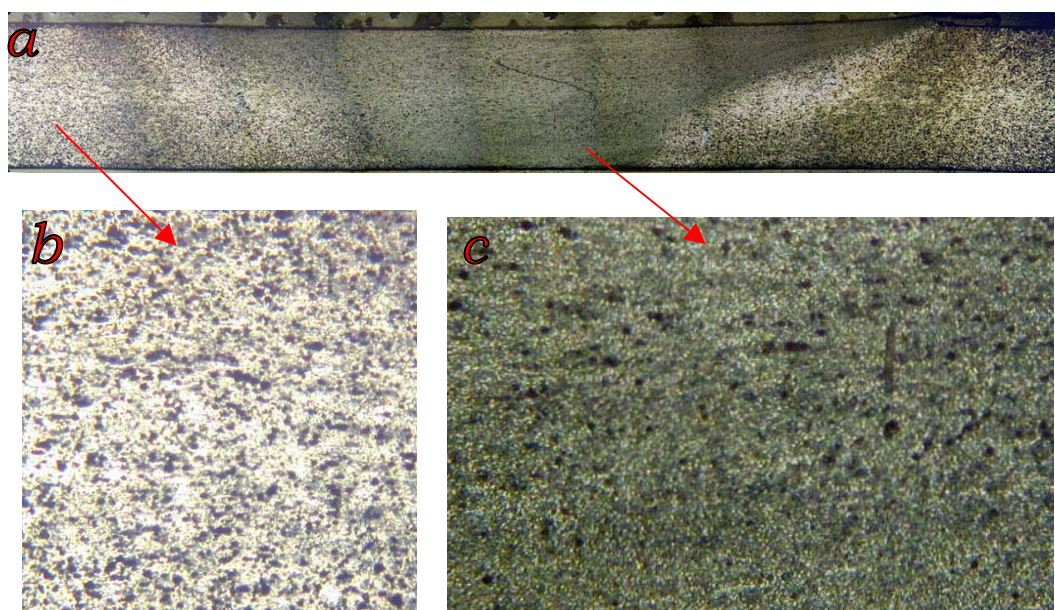


Figura 7.47 – Vista in sezione (a) di un cordone di saldatura FSW con utensile grande su lega Al2024-T3 e due ingrandimenti del metallo base (b) e del cordone (c): discordanza a destra.

Per quanto riguarda le saldature con processo FSW, come visibile nella figura 7.47, è importante notare la tipica forma del cordone e la grana finissima

nel materiale rimescolato dall'utensile, nella foto si riconoscono bene anche tutte le zone tipiche; in particolare nella seguente foto (fig. 7.48 si notano 3 zone, cordone, ZTMA e ZTA.



Figura 7.48 – Ingrandimento della ZTMA: discordanza a destra.

Nella foto seguente è mostrato il cordone di saldatura del campione di Al2024-T3 saldato con processo FSW ed utensile piccolo. In questa foto è molto evidente la distinzione fra il cordone, la ZTA e la ZTMA.

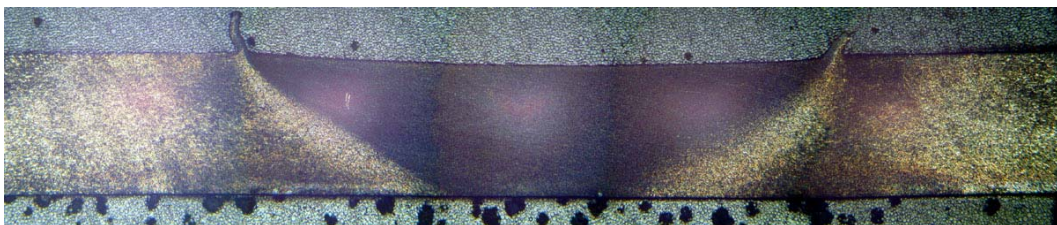


Figura 7.49 – Vista in sezione di un cordone di saldatura FSW con utensile piccolo su lega Al2024-T3: discordanza a destra.

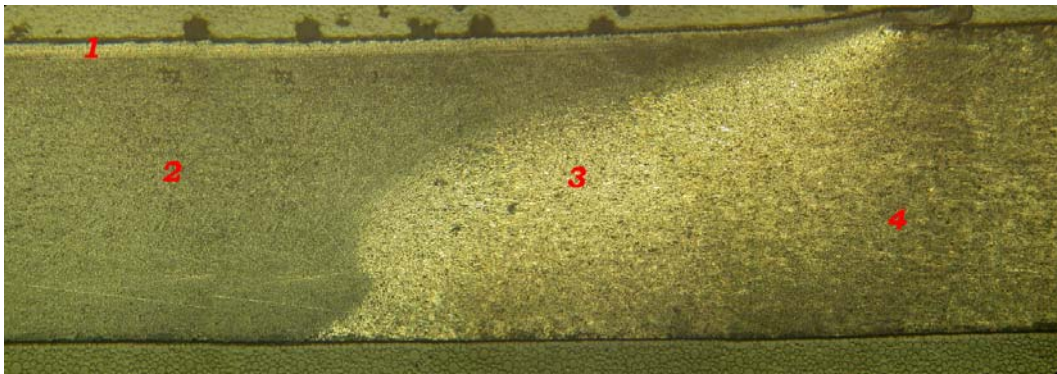


Figura 7.50 – Vista in sezione del lato in discordanza di un cordone di saldatura con processo FSW con particolare evidenza alle zone: 1) flow arm; 2) cordone; 3) ZTMA; 4) ZTA.: discordanza a destra.

Per quanto riguarda i provini ottenuti dai campioni realizzati in lega Al6061-T6 le immagini ottenute al microscopio metallografico sono elencate di seguito.

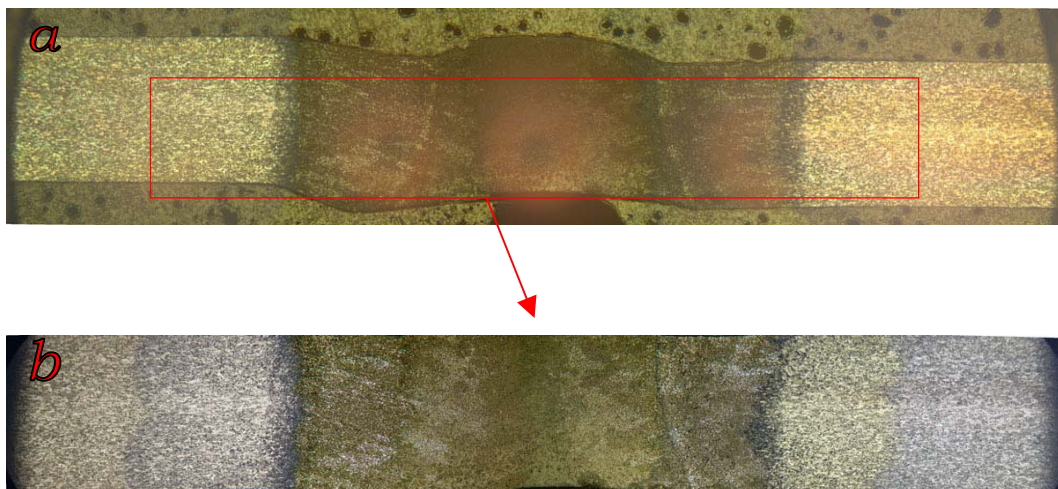


Figura 7.51 – Vista al microscopio metallografico della intera sezione del provino saldato con processo TIG di lega Al6061-T6.

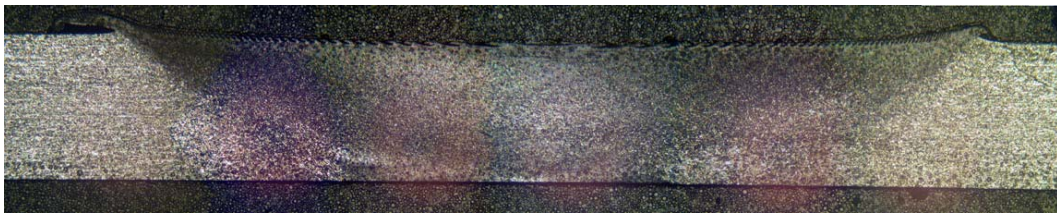


Figura 7.52 – Vista in sezione di un cordone di saldatura FSW con utensile grande su lega Al6061-T6: discordanza a destra.

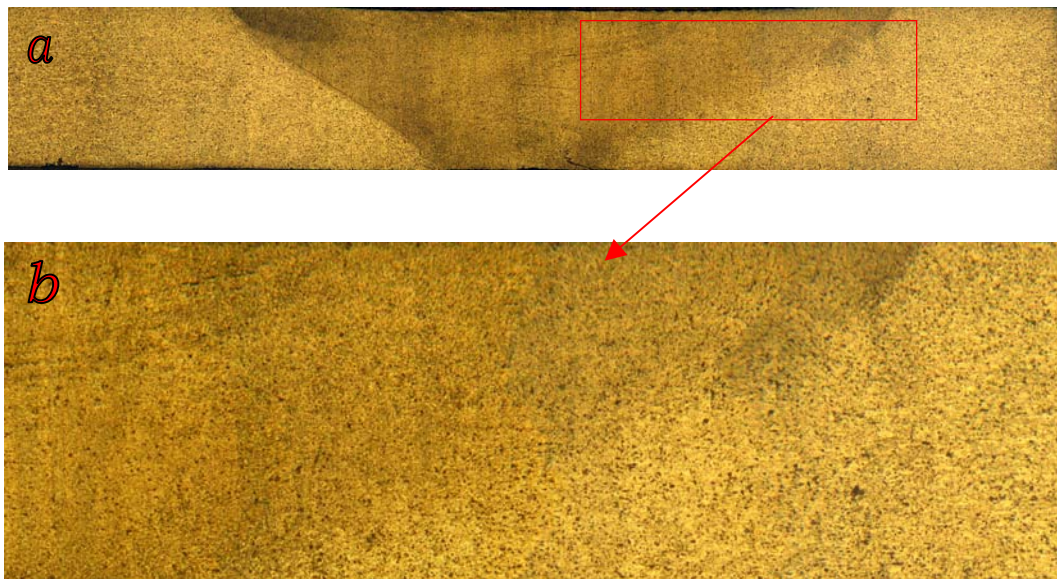


Figura 7.53 – Vista in sezione (a) di un cordone di saldatura FSW con utensile piccolo su lega Al6061-T6 ed ingrandimento della zona di discordanza (b): discordanza a destra.

In conclusione di questo paragrafo, si pone l'attenzione sul fatto che i provini saldati con processo FSW presentano una zona modificata strutturalmente rispetto al materiale base più piccola rispetto ai provini provenienti da giunzioni effettuate con processo TIG, e questa peculiarità, dovuta al minor apporto termico del processo per attrito, garantisce migliore resa complessiva del giunto.

7.5. Indagini al S.E.M..

Nelle saldature con processo FSW, già dall'analisi visiva ad occhio nudo, era possibile notare che la zona di flow arm non appariva di colore uniforme ma a bande di diversa lucentezza.

Ponendo tali campioni saldati nel microscopio a scansione elettronica si è potuto scattare una foto (figura 7.54) in cui si evidenziano bande di diversa lucentezza che da ora in poi saranno chiamate: zona chiara e zona scura. La larghezza di tali bande è di circa 2mm. La figura 7.54 mette in evidenza la diversa lucentezza delle bande.

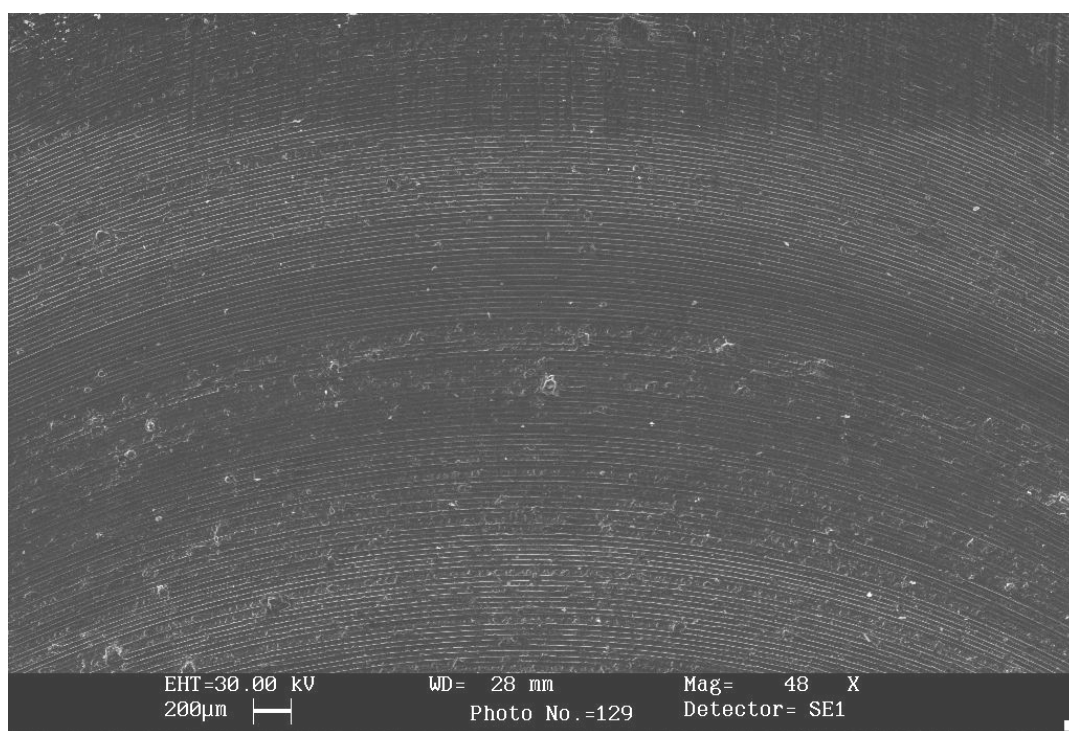


Figura 7.54 – Cordone FSW visto al S.E.M. con ingrandimento 48x.

Nelle seguenti figure 7.55 e 7.56 sono mostrati due ingrandimenti (628x) rispettivamente di una banda chiara e di una banda scura. E' evidente che la

differente lucentezza è dovuta alla diversa forma delle creste lasciate dallo spallamento dell'utensile: le creste appaiono più lucenti quando sono alte ed arrotondate, più scure quando sono basse e spigolose.

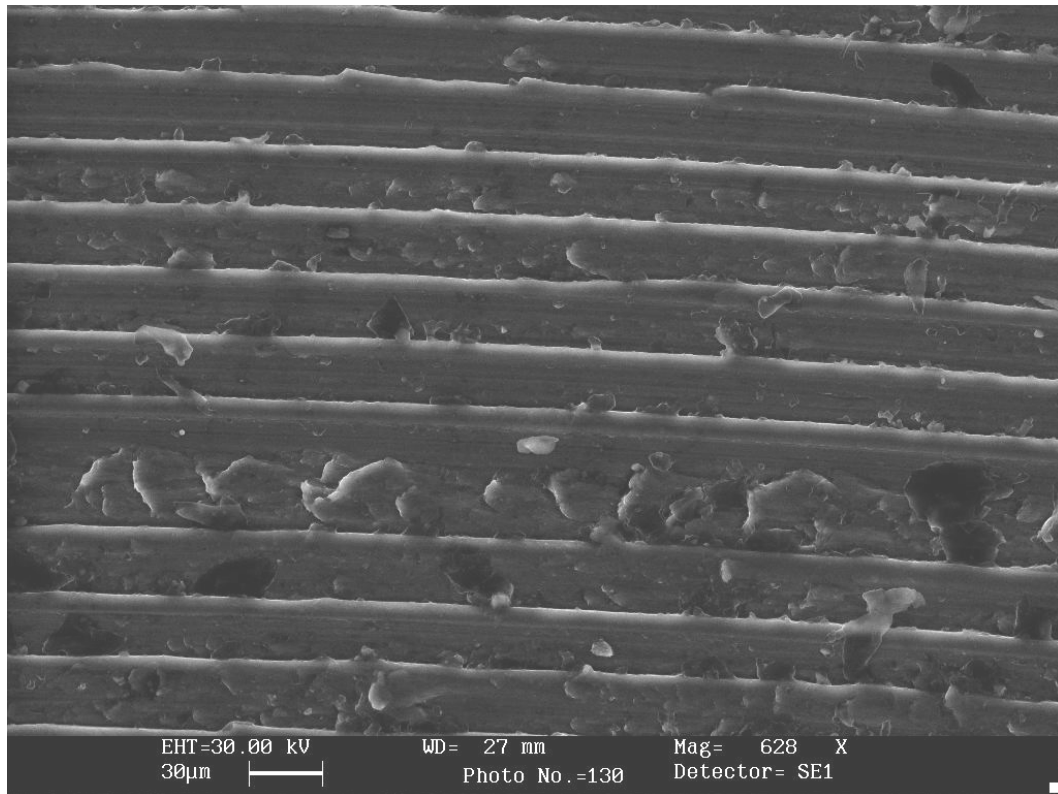


Figura 7.55 – micrografia al S.E.M. delle creste lasciate dallo spallamento dell'utensile – zona chiara.

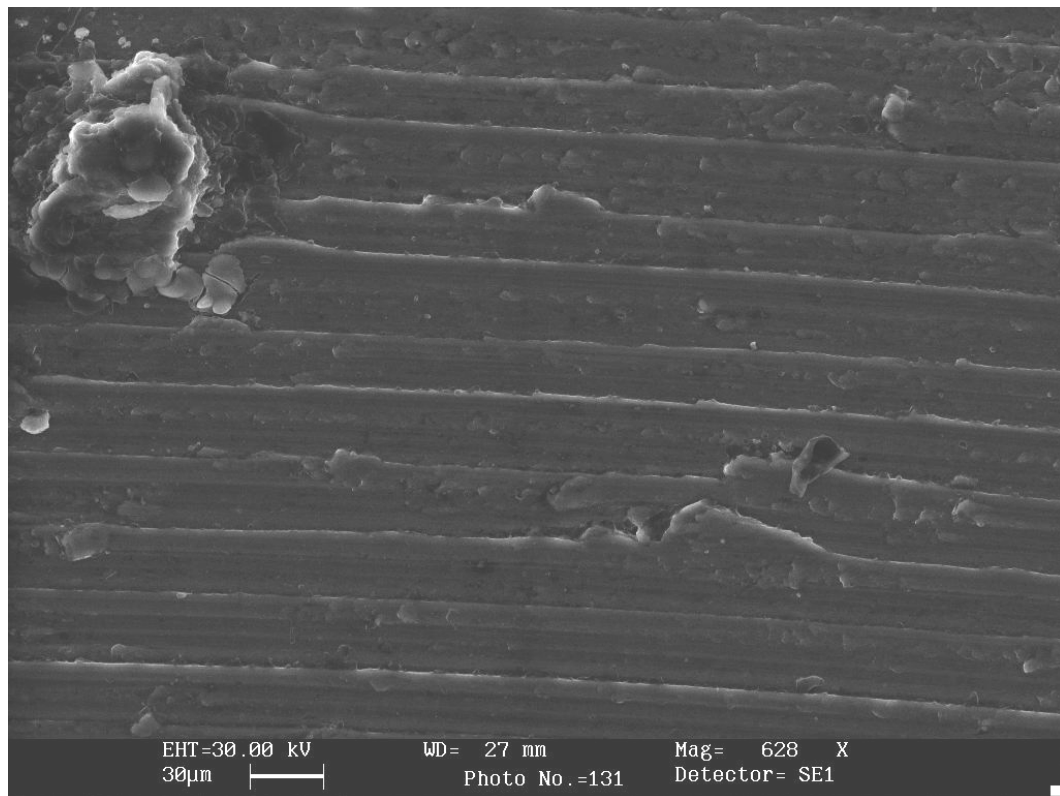


Figura 7.56 – micrografia al S.E.M. delle creste lasciate dallo spallamento dell'utensile – zona scura.

La distanza fra le creste è circa costante ed evidentemente uguale fra la zona chiara e la zona scura.

Per essere certi della conclusione riportata si è proceduto a ripetere le tre micrografie anche su di un diverso cordone saldato sempre con tecnologia FSW. Le tre seguenti figure 7.57, 7.58 e 7.59 sono analoghe alle tre figure precedenti.

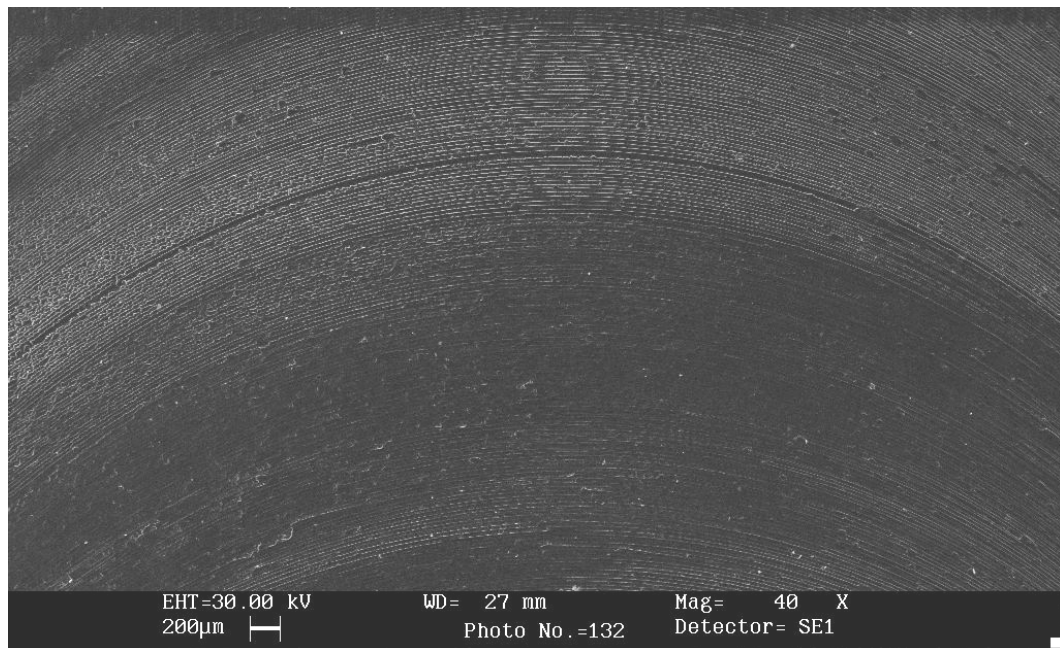


Figura 7.57 – Cordone FSW visto al S.E.M. con ingrandimento 40x.

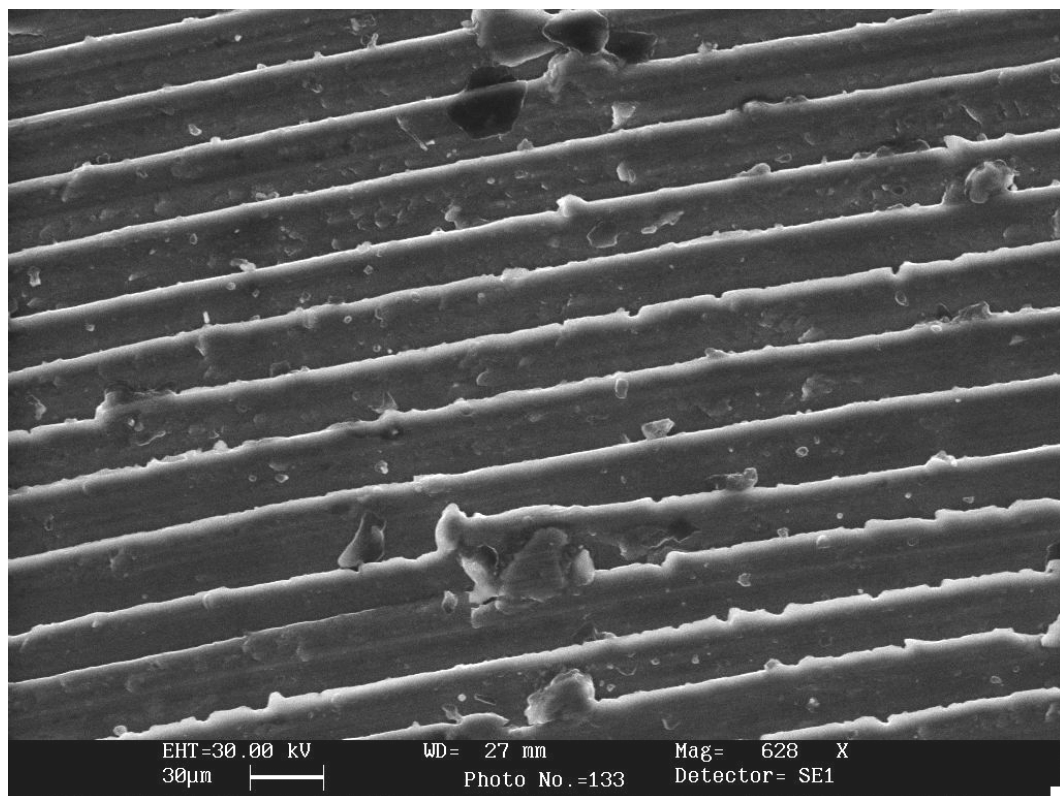


Figura 7.58 – micrografia al S.E.M. delle creste lasciate dallo spallamento dell'utensile – zona chiara.

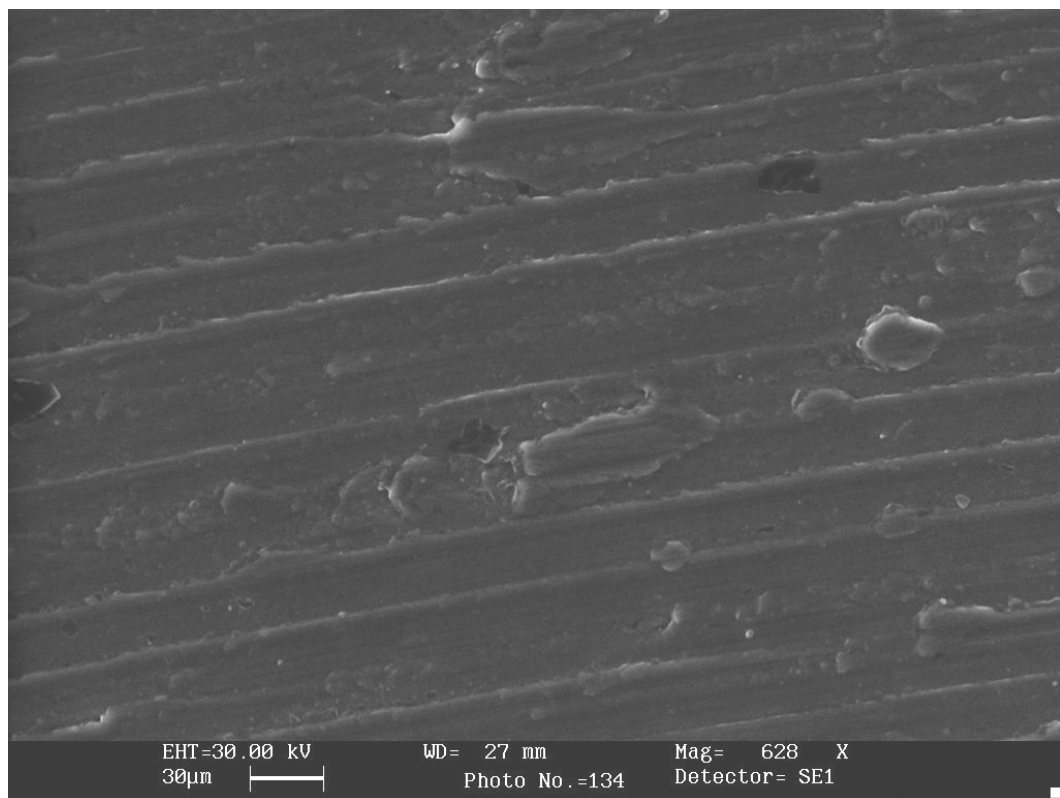


Figura 7.59 – micrografia al S.E.M. delle creste lasciate dallo spallamento dell'utensile – zona scura.

Capitolo 8

Materiali e Metodi 2^a campagna di
prove, caratterizzazione FSW

8.1. Introduzione

In questo capitolo si analizzeranno i metodi utilizzati per la 2^a campagna di prove ovvero la caratterizzazione meccanica e metallografica dei giunti saldati con tecnologia FSW, della lega Al 6056-T4, mirata alla scelta ottimale dei parametri di saldatura.

I risultati ottenuti nell'ambito delle attività di ricerca precedenti ci hanno indicato utili informazioni sulla direzione da perseguire in modo da affinare il controllo del processo.

Si comprenderà pertanto, il significato delle scelte fatte per lo studio dei parametri di saldatura nel presente lavoro di tesi.

Durante gli studi passati sono stati usati due tipi di utensili monolitici, della stessa geometria cilindrica, che differivano unicamente per la dimensione del diametro dello spallamento: un utensile *grande*, di diametro $D=20$ mm, e un utensile *piccolo*, di diametro $D=14$ mm; la spina presentava, in entrambi i casi, superficie laterale liscia.

I parametri di processo fissati nella realizzazione dei giunti sono stati: $\omega=[500, 800, 1000]$ RPM e $a=[40,56,80]$ mm/min.

Dall'analisi delle forze acquisite, dalle prove di trazione, di microdurezza, e dalle indagini metallografiche si approdava alle seguenti conclusioni:

- l'utensile piccolo forniva, per effetto della ridotta superficie di attrito, un minore apporto termico e quindi un minore decadimento delle proprietà meccaniche, limitando l'estensione delle varie zone affette dal processo di giunzione;
- in riferimento alle forze sviluppate durante il processo, si registravano, a regime, sia in direzione x che in direzione z, valori più contenuti utilizzando l'utensile piccolo. Questo era presumibile in quanto la pressione del materiale rammollito sulla minore superficie della spalla esplicava forze minori. Tale risultato avvantaggia i costruttori di macchine, nella progettazione della

struttura di sostegno;

- con l'aumentare della velocità di avanzamento, in modo più evidente, e della velocità di rotazione dell'utensile, si sono riscontrati carichi di snervamento, R_p , più elevati.
- l'analisi delle forze in gioco evidenzia come queste ultime tendano a crescere all'aumentare della velocità di avanzamento ed al diminuire di quella di rotazione.

Alla luce di queste osservazioni, sono stati fissati nuovi intervalli dei parametri di processo, maggiori sia per a sia per ω , diminuendo, nel contempo, il diametro dello spallamento dell'utensile.

8.2. Scelta della lega utilizzata

L'industria aeronautica volge il suo interesse allo studio di leghe leggere, che abbiano una buona saldabilità: questa proprietà è caratteristica distintiva delle AA 6xxx, che quindi rivestono un ruolo sempre più importante in tale settore, sebbene non mostrino proprietà meccaniche particolarmente elevate. Per i requisiti di saldabilità si è disposti, ad esempio, a tollerare le minori prestazioni di una 6056 rispetto ad una 2024, adoperando la lega per la realizzazione di parti non tanto sollecitate, come la pancia della fusoliera soggetta a soli sforzi di compressione durante il volo. Attualmente l'Airbus Germany ha realizzato i pannelli di fusoliera bottom, saldati, per l'aeromobile civile A318, il materiale è la lega Al 6013 T6 placcato. Sullo stesso aeromobile, inoltre, ci sono pannelli in lega Al 6056 T78, saldati dalla Airbus France.

Oltre al velivolo A318, anche il nuovo A380 monterà otto pannelli inferiori realizzati dall'Airbus Germany, in lega 6056 -T78, saldati.

Per questo motivo, si è ritenuto opportuno studiare e caratterizzare dal punto di vista

meccanico i pannelli giuntati con tecnologia FSW, di lega Al 6056 T78, fra quelle disponibili della famiglia 6xxx; con le seguenti caratteristiche meccaniche e chimiche:

Composizione chimica laminato AA 6056

%P/P	Cr	Cu	Fe	Mg	Mn	Si	Ti	Zn
Min	0,000	0,150	0,000	0,600	0,200	0,600	0,000	0,100
Max	0,250	1,100	0,500	1,200	1,00	1,300	0,100	0,700
Ottenuto	0,020	0,960	0,100	0,870	0,080	0,760	0,020	0,140

Caratteristiche meccaniche con spessore 3-6mm Al 6056 T78

Rm	Rp	All.% L₀=50mm
MPa	MPa	
320	285	11.60

8.3 Acquisizione forze

Per ricavare informazioni sull'entità delle forze sviluppatesi durante il processo è stato necessario approntare una *catena di misura*:

- il primo stadio è nella scelta del sensore, cioè l'elemento di frontiera con il mondo fisico e per questo il più critico per quanto concerne la misura finale. Se il fenomeno fisico analizzato in uscita è diverso da quello in ingresso è più corretto parlare di trasduttore;
- il secondo stadio è composto da tutti gli elementi di amplificazione, filtraggio e trasporto, ovvero la codifica dell'informazione (es.: convertitore analogico-digitale)
- il terzo e ultimo stadio è rappresentato dai supporti per conservare

l'informazione (es.: PC)

Durante le campagne di saldatura dei laminati, mediante l'utilizzo di una cella di acquisizione forze, si è potuto registrare l'andamento delle forze esplicate dall'utensile sulle piastre da giuntare e quindi le reazioni che il materiale esercita sull'utensile al procedere della saldatura.

La piastra di acquisizione suddetta è un ponte di Wheatstone , trasduttore di tipo passivo, prodotta dalla Kistler (figura 8.1), essa è stata interposta tra la tavola portapezzi e la piastra di serraggio dei laminati da saldare.



Figura 8.1 – Piastra Kistler

Tale piastra presenta tre canali di uscita, collegati ad un amplificatore di segnale e ad un PC, attraverso i quali si sono registrate le forze in direzione di avanzamento della tavola, che si è indicata come asse x e quelle in direzione dell'asse verticale dell'utensile, indicata come z. Data la diversa entità delle forze registrate lungo i due assi, è stato necessario effettuare una diversa taratura, in particolare 0.1 volt → 5 Kg asse x e

0.02 volt → 5 Kg asse z.

Lo scopo di questa acquisizione è quello di valutare la resistenza opposta dal materiale durante il processo, e quindi le variazioni delle proprietà fisiche della zona di saldatura: cioè eventuali incrudimenti o rammollimenti per effetto del calore sviluppato per attrito.

8.4. Realizzazione giunti con tecnologia FSW

Per la realizzazione dei giunti con tecnologia FSW, sono stati utilizzati laminati aventi dimensione 1000 x 100 x 4 mm in lega di alluminio 6056-T4, forniti dalla Alenia Aeronautica S.p.A. di Pomigliano D'arco (NA).

Per la realizzazione dei giunti con tecnologia FSW, è stata utilizzata una macchina fresatrice corredata di tavola mobile disponibile presso il laboratorio di tecnologie del DIMP della facoltà di Ingegneria dell'Università Federico II di Napoli.

La macchina utensile è la DORMAC FU 110 (fig. 8.2) con le seguenti caratteristiche:

- 1 Velocità di rotazione massima pari a 1600 giri/min, variabile con discontinuità a mezzo cambio meccanico;
- 2 Testa basculante;
- 3 Velocità di movimentazione massima della tavola pari a 460 mm/min, variabile con discontinuità a mezzo cambio meccanico.



Figura 8.2 – Fresatrice Dormac

L'utensile impiegato è di geometria cilindrica con pin filettato (fig 8.3), che, a differenza di quelli monolitici lisci utilizzati nelle ricerche di tesi precedenti, consente la realizzazione di un cordone di saldatura dall'aspetto migliore in termini di lucentezza osservata e di proprietà meccaniche riscontrate. Motivo di tale beneficio risiede nell'azione rimescolante imputabile alla filettatura, che induce una frammentazione ulteriore della grana cristallina ed un riflusso di materiale verso il basso per effetto coclea.

Le dimensioni geometriche dell'utensile sono le seguenti:

spina ad h registrabile = 3,85 mm

D spallamento = 12 mm

D spina = 5,4 mm - 6,1 mm

Filettatura sinistrorsa – passo = 1,15 mm

D afferraggio porta mandrino: 20 mm



Figura 8.3 – Utensile filettato

Una volta bloccato l'utensile al mandrino, e, fissate le due lamiere sulla tavola della fresatrice tramite quattro ancoraggi in modo che la linea di giunzione delle lamine sia parallela alla direzione di avanzamento dell'utensile, per l'esecuzione delle giunture sono stati utilizzati i seguenti parametri di processo (tabella 8.1).

$a(\text{mm/min})$	230	325	460
$\omega(\text{giri/min})$			
1000	I1	I2	I3
1600	II1	II2	II3

Tabella 8.1 – Matrice dei parametri

In questo modo si ottiene una matrice (2x3) con lo scopo di monitorare la risposta del materiale al variare dei parametri di processo. Sono state eseguite per ogni coppia di parametri tre giunti A,B,C per un totale di diciotto giunzioni.

8.5. Trattamento termico post saldatura

Dopo la preparazione dei giunti saldati, è stato necessario eseguire un processo di invecchiamento, che la casa produttrice Pechiney ha brevettato, per rendere la lega insensibile alla corrosione intergranulare, evitando l'operazione di placcatura.

Tale trattamento porta la lega dalla condizione T4 (invecchiamento naturale) alla condizione di utilizzo T78 (superinvecchiamento artificiale), che non alterando le caratteristiche chimiche, abbassa di poco le caratteristiche meccaniche rispetto alla condizione T6 (che è quella a cui compete la massima resistenza meccanica).

Tale trattamento si esegue con i seguenti step:

1. Step di 6 ore a 175 °C.
2. Step di 13 ore a 190 °C.

Realizzati in forni MOD CLIMATIC SYSTEMS LTD presso il laboratorio prove meccaniche e controlli non distruttivi (MPCN) dell'Alenia Aeronautica S.p.A. di Pomigliano D'Arco (NA).

Dopo il trattamento termico, per verificare che le piastre giuntate corrispondono con le norme ASTM E18 e ASTM E1004, rispettivamente: si è eseguita un'esame di durezza e conducibilità elettrica, alla condizione T78 (tab.8.2).

- 1 Con HRB 63-66;
- 2 Conducibilità >41.5 I.A.C.S.% .

Si riporta nella tabella di seguito i risultati della verifica del trattamento termico distinguendo le zone di misura a cavallo del cordone di saldatura in discordanza (R) e

concordanza (A).

Durante il controllo della durezza Rockwell si è scelta la scala B con carico pari a 100 Kg e penetratore una sfera di acciaio di 1/16 inch. Nell'esecuzione della prova si è accertato che tra un'impronta e l'altra vi fosse una spaziatura pari almeno a 3 volte il diametro dell'impronta stessa.

Giunti	HRB (R)	HRB (A)	I.A.C.S.%
AI1	63	64.5	44.4
BI1	61.5	64	44.1
CI1	60	62	44.6
AI2	61.5	61.5	44.7
BI2	66	66.5	43.5
CI2	61	60.5	44.9
AI3	65	66	43.9
BI3	65	64.5	44
CI3	64	64.5	44.3
AII1	65.5	65	44.1
BII1	65	65	44.1
CII1	66	65	43.8
AII2	67	67	43.8
BII2	65.5	64	43.5
CII2	65.5	66	44.1
AII3	67	66.5	43.8
BII3	66	65	43.9
CII3	63	65	43.9

Tabella 8.2 – Verifica trattamento termico

8.6. Caratterizzazione dei giunti saldati

Le prove eseguite sono volte alla caratterizzazione di tipo *Meccanico*:

1. Prove di Trazione
2. Microdurezze
3. Prove di Fatica
4. Osservazioni al microscopio

di tipo *Microstrutturale*:

1. Metallografia
2. Analisi al S.E.M.
3. Analisi Frattografica

8.6.1. Taglio dei provini

Dalle diciotto piastre giuntate al DIMP, sono stati estratti 5 provini, di cui uno per trazione statica, conformi alla ASTM-E8 (fig 8.4) e gli altri 4 per prove a fatica le cui dimensioni rispondono alla ASTM- 466 (fig 8.5).

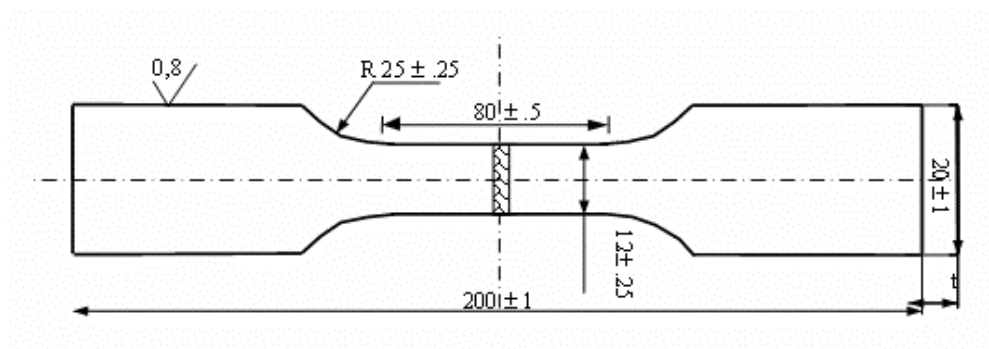


Figura 8.4 – Provino per test di trazione

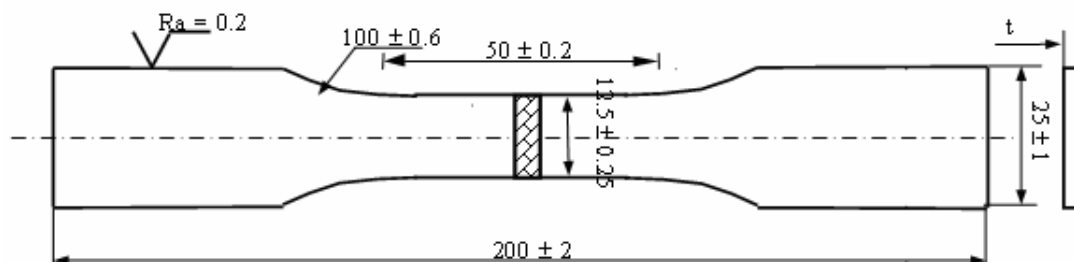


Figura 8.5 – Provino per test di fatica

Tali provini sono stati realizzati tramite taglio a freddo con segatrice a nastro, con raffreddamento ad acqua, come da norma UNI-ES 1043-2.5, che prevede il taglio senza modifiche metallurgiche del materiale. Essi sono stati segati ortogonalmente alla linea

di saldatura e, con una successiva operazione di fresatura, sono state realizzati provini con le misure indicate dall'ASTM E8 e ASTM 466.

Dalle lastre giuntate, inoltre, sono stati ricavati delle piccole porzioni di metallo, con l'ausilio di una taglierina; il taglio è stato effettuato parallelamente alla direzione di saldatura, al fine di analizzare la sezione trasversale al cordone di saldatura.

Le dimensioni dei provini così realizzati sono:

Lunghezza (mm)	Larghezza (mm)	Spessore (mm)
30	10	4

Tabella 8.3 – Provini per test di microdurezza.

Realizzati i provini, il passo successivo è stato quello di seguire la procedura ASMT E3-62 - Preparation of metallographic specimens, quindi di inglobarli in resina acrilica termoplastica trasparente, Transoptic Powder, con l'utilizzo di una inglobatrice (fig. 8.6).



Figura 8.6 – Provini inglobati per test di microdurezza

Il motivo di questa operazione è legata al fatto che dovendo eseguire delle prove di microdurezza e metallografiche lungo la sezione dei provini, che ricordiamo misurare

appena 4 mm, risulterebbe impossibile effettuare sia l'operazione di lucidatura sia il posizionamento dello stesso provino sul portapezzi del microdurometro.

I provini inglobati sono stati preparati seguendo una procedura che prevede una operazione prima di smerigliatura, mediante la macchina mostrata in figura 8.7, che consiste nel trattare la superficie del provino con carte abrasive di varia granulometria secondo una sequenza prefissata. Nel caso in esame è stata utilizzata una levigatrice con utilizzo di mesh di granulometria variabile iniziando dalla 600, passando alla 800 e 1200, fino alla 2400, impiegate con una soluzione di paraffina in Kerosene.



Figura 8.7 – MOD Struers Rotapol-31

Si procede con una lucidatura meccanica, che consiste prima in una pulitura grossolana con un panno in nylon su di un piatto rotante a 500-700 giri al minuto e si impiega una pasta diamantata da 6 μ con diluente adatto per circa 4 minuti; poi una pulitura intermedia con panno di nylon con pasta diamantata da 3 μ per 2minuti; nella pulitura finale, l'abrasivo utilizzato è l'ossido di magnesio puro, se ne applica un poco al centro del panno, si bagna con acqua deionizzata e si lavora fino ad ottenere la consistenza adatta, si utilizza un panno morbido e velocità di rotazione basse 200-300 giri al minuto, alla fine si deterge con acqua corrente e alcool etilico .

Terminata l'operazione di lucidatura, il provino inglobato è pronto per essere attaccato sulla superficie da osservare, mediante Keller's, una soluzione usata per rilevare al microscopio ottico la struttura generale dell'alluminio e delle sue leghe.

Riportiamo di seguito la composizione volumetrica.

Soluzione KELLER's:

- 2 ml HF (acido fluoridrico)
- 3 ml HCl (acido cloridrico)
- 5 ml HNO₃ (acido nitrico)
- 190 ml H₂O (acqua distillata)

8.6.1.1. Prova di trazione

E' la prova classica cui si deve sottoporre un materiale per conoscere le proprietà di resistenza meccanica e di elasticità. In questa prova un campione viene sottoposto a trazione, fino a rottura, in un tempo relativamente breve e ad una velocità costante.

Il provino di forma e di geometria opportuna, secondo se si tratta di barra o lamiera o altra forma di materiale di partenza, è afferrato tra due ganasce (fig.8.8) (a comando meccanico o pneumatico) in modo tale che, durante l'applicazione del carico, il provino tende ad essere sempre più bloccato tra due cunei in ciascuna ganascia .



Figura 8.8 – Dettaglio ganascce

I tipi di curva di trazione che è possibile ottenere da un materiale sottoposto alla prova di trazione in una macchina universale del tipo indicato possono essere variabili in funzione della “storia” del materiale.

8.6.1.2. Strumentazione utilizzata

L'apparecchiatura utilizzata durante le nostre prove di trazione è la Zwick /Z 100 kN (fig.8.9).



Figura. 8.9 – macchina di prova per test di trazione

La macchina è costituita essenzialmente da un telaio chiuso molto rigido, con montanti a colonne su cui può scorrere la traversa mobile. Questa è comandata con movimento molto preciso da un motore elettrico attraverso trasmissione meccanica o attraverso trasmissione idraulica. Le due ganasce sono solidali rispettivamente alla traversa mobile e ad un elemento molto rigido ma sensibile al carico applicato, detto cella di carico.

La cella di carico è, a sua volta, incastrata nel telaio della macchina. Quando la traversa viene fatta muovere, il provino è messo in trazione ed il carico passa così in serie attraverso l'omonima cella.

La Zwick è in grado di muovere il suo carrello per oltre un metro (1105mm) con una velocità minima di 0.001 mm/min ed una velocità massima di 1016 mm/min. La risoluzione di posizionamento è di 0.062 micrometri. La cella di carico usata è in grado di sopportare carichi fino a 100 kN.

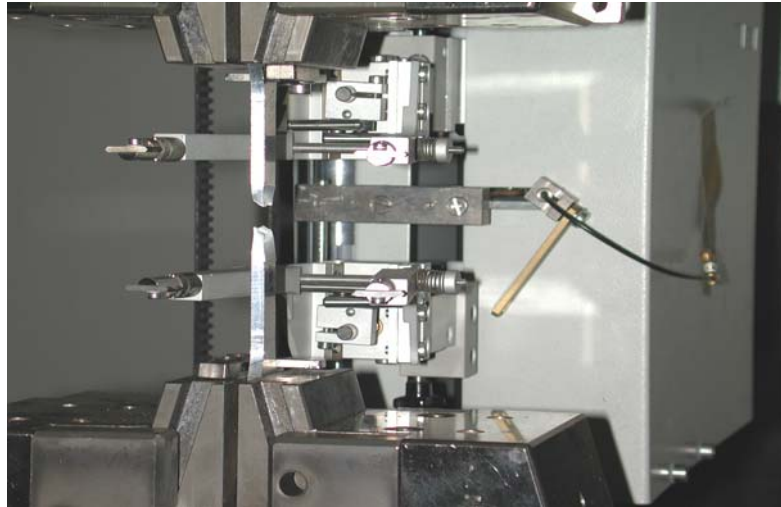


Figura 8.10 – Macchina con estensimetro

Il computer di controllo su cui era installato il software TestXpert , dedicato al sistema di prova macchina-estensimetro (fig 8.10), ci ha permesso di valutare non solo la tensione di rottura dei nostri giunti, ma anche di poter ricavare i diagrammi σ - ϵ delle varie prove di cui si riportano gli allegati in appendice.

8.6.1.3. Esecuzione delle prove di trazione

Allo scopo di verificare la qualità dei vari giunti saldati, abbiamo realizzato una serie di tre provini per trazione per ogni coppia di parametri. Questa scelta è stata pensata per creare un riferimento al quale demandare l'esecuzione di prove a fatica.

Le misure scelte sono 200x20x4 mm: massima dimensione compatibile con il numero di provini che si desidera ricavare date le dimensioni dei vari campioni saldati (fig 8.11).



Figura 8.11 - Provini per test di trazione

Sebbene, per ragioni puramente tecnologiche, le dimensioni dei provini non rispettano la norma UNI 7709 (Giunti saldati testa a testa di alluminio e leghe di alluminio) si è scelta una velocità di movimentazione del carrello tale da garantire una durata normale della prova compresa fra i due ed i cinque minuti.

Le prove sono state eseguite su provini appositamente realizzati secondo le indicazioni fornite dalle normative di riferimento e sono state considerati almeno tre risultati validi.

8.6.2. Prove di microdurezza

Al fine di individuare l'influenza del processo di saldatura sulla struttura del metallo base sono state eseguite delle prove di microdurezza.

La misura della microdurezza sui materiali metallici viene effettuata con un penetratore generalmente di tipo Vickers.

Le applicazioni di questo metodo si possono distinguere in tre categorie:

- 1 per pezzi di limitate dimensioni sia nello spessore che nella superficie tali da non contenere le impronte delle macrodurezze;
- 2 pezzi di materiale fragile non in grado di sopportare i carichi delle

macrodurezze;

- 3 per la valutazione della durezza nei cristalli;

Si desume quindi che la microdurezza può avere due distinti campi di applicazione:

- 1 **pratico**, come nella determinazione della durezza superficiale di sottili pellicole o nella determinazione della durezza di limitatissime zone;
- 2 **di ricerca**, come quello della variazione della durezza in funzione della profondità di uno strato cementato od elettrodepositato, ovvero anche nello studio della durezza dei singoli cristalli costituenti le leghe.

I metodi di misurazione più utilizzati della microdurezza sono:

- 1 Metodo **Vickers**, impiega il penetratore a piramide di diamante con angolo a vertice fra le facce opposte di 136°. La microdurezza è espressa dall'equazione:

$$HV(kp / mm^2) = 1854.4 \cdot P / d^2$$

essendo P il carico espresso in grammi ed il valore medio delle diagonali espresso in micrometri.

- 2 Metodo **Knoop**, impiega un penetratore di diamante avente forma di piramide retta con angoli a vertice fra gli spigoli opposti rispettivamente di 172°32' e di 130°. La base della piramide è a forma di un rombo le cui diagonali stanno nel rapporto $d/d_1 = 7.114$. La microdurezza Knoop HK è espressa dal quoziente tra il carico di prova F e la superficie S, a carico tolto, della proiezione dell'impronta su un piano perpendicolare alla direzione del carico e tangente alla superficie in esame:

$$HK = F / S$$

Particolare cura deve essere dedicata alla preparazione della superficie e all'appoggio

del pezzo. In modo rigoroso si devono evitare le deformazioni sotto i carichi di prova ed i movimenti improvvisi durante l'esecuzione della prova.

8.6.2.1. Strumentazione utilizzata

Per eseguire le prove di microdurezza abbiamo utilizzato un microdurometro Leitz (fig. 8.12) corredato di pesi variabili fra 50g e 2000g e di oculare con misuratore digitale per le diagonali dell'impronta. Lo schema di funzionamento di detto durometro è in figura 8.13.



Figura 8.12 – Microdurometro Leitz e misuratore digitale.

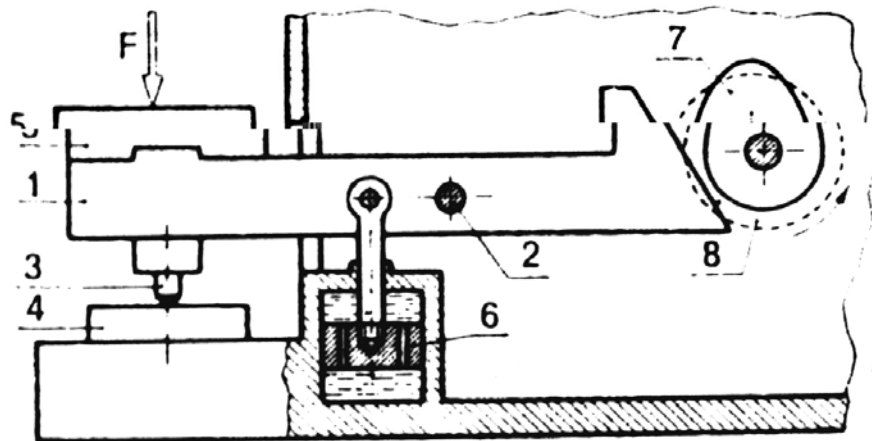


Figura 8.13 – Schema del microdurometro (dispositivo di applicazione del carico sul penetratore Vickers): 1) leva; 2) fulcro; 3) penetratore; 4) pezzo; 5) peso; 6) freno ad olio; 7) eccentrico per sollevamento leva; 8) bottone zigrinato per rotazione eccentrico

Le prove di prove di microdurezza Vickers, sebbene intrinsecamente non distruttive, devono comunque essere eseguite su saggi di campioni ottenuti da provini tagliati. Le impronte di durezza infatti, di dimensioni microscopiche, non danneggiano in alcun modo il provino. La strumentazione è dotata di un dispositivo che permette la realizzazione delle impronte, attraverso il rilascio graduale di un penetratore, sul quale grava una certa massa di peso adeguatamente scelto, in funzione del materiale da indagare. Il penetratore è di diamante, ed ha la forma di una piramide a base quadrata con angolo di vertice tra due facce opposte di 136° ; quindi l'impronta da esso lasciato sulla superficie del materiale è pressoché quadrata, le cui dimensioni aumentano all'aumentare della profondità di penetrazione e quindi del peso. Poiché la misura della durezza Vickers è connessa con la misura delle diagonali sembrerebbe conveniente utilizzare grandi pesi al fine di ridurre l'errore percentuale sulla lettura. Tuttavia impronte troppo grandi inficerebbero il carattere delle prove, che propone una ispezione

puntuale del provino. Per garantire la staticità della prova la discesa del penetratore è controllata da uno smorzatore, che permette alla punta del diamante di adagiarsi sul materiale fino al raggiungimento dell'equilibrio tra forza peso della massa gravante sul penetratore e la resistenza del materiale. Terminata la fase di penetrazione si solleva il punzone e si passa alla valutazione della traccia da esso impressa, consapevoli di un inevitabile ritiro elastico del metallo.

La strumentazione è inoltre dotata di un microscopio ottico operante in riflessione fino ad ingrandimenti di 300x al quale è collegato a sua volta un misuratore digitale per rilevare le lunghezze, espresse in μm , delle diagonali delle impronte. Questi due valori ottenuti vengono mediati ed inseriti nella formula della durezza Vickers, per ciascun punto di microdurezza.

8.6.2.2 Esecuzione delle prove di microdurezza

Dai campioni saldati, si è scelto di esaminare 2 dei 18 campioni, selezionati in base ai risultati forniti dalle prove di trazione: il migliore e il peggiore.

Su ognuno di essi è stato effettuato una campionatura di prove, per un area di 300 x 4 mm, suddivisi su tre line con distanza 1mm e con passo di avanzamento 0.5mm (fig. 8.14), in modo da vedere come la durezza variasse lungo le zone caratteristiche, dei giunti saldati con FSW, e cioè ZTA, ZTMA, NZ e FA.

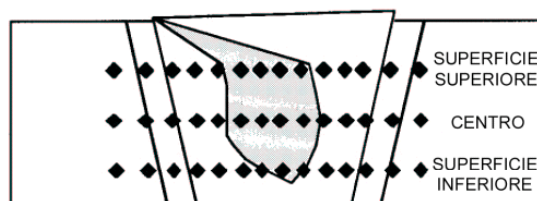


Figura 8.14 – Schema delle impronte di microdurezza

8.6.3. Prove di fatica

Sperimentalmente si è constatato, che l'applicazione ripetuta di carichi non costanti nel tempo, in particolare con andamento temporale ciclico o casuale, comporta la possibile crisi dei componenti meccanici, cioè la perdita di funzionalità degli stessi, anche quando la sollecitazione massima è inferiore ai classici limiti statici di snervamento o di rottura (Y o UTS) del materiale.

A questo fenomeno viene dato il nome di *fatica*, alle sollecitazioni il termine di sollecitazioni a fatica e alla resistenza del materiale quello di resistenza a fatica.

La fatica si può, allora, definire come il progressivo deterioramento della resistenza degli elementi strutturali durante la vita operativa, tale da portare alla rottura del pezzo o comunque comprometterne il suo impiego.

Il fenomeno è veramente complesso poiché dipende da un numero elevato di fattori:

- struttura del materiale;
- geometria del componente;
- tipo di carico;
- condizioni ambiente.

La geometria della struttura sollecitata a fatica, incide con notevole influenza sulla sua durata. Generalmente si evitano geometrie con raccordi severi in modo da ridurre l'effetto di intaglio, noto come concentrazione locale delle tensioni. Il fenomeno è facilmente comprensibile se supponiamo il materiale composto da fibre.

Considerata allora una piastra forata e caricata come in figura 8.15, poniamo attenzione sulla fibra a che a causa del foro si interrompe in A e riprende in E.

Tale fibra impossibilitata a trasmettere il carico da una parte all'altra della piastra, perché interessata da una soluzione di continuità, verrà aiutata dalla fibra adiacente ad essa solidale. Ma essendo anche quest'ultima interrotta scaricherà parte del suo carico

alla fibra ancora adiacente finché non s'interessa la prima fibra continua che vede aumentare così considerevolmente la tensione agente su di essa. La prima fibra continua, scarica parte della tensione alle fibre vicine e così via, ottenendo un andamento decrescente allontanandoci dal foro.

Da quanto detto ciò che interessa conoscere è l'intensità della tensione a fondo intaglio, cioè dove risulta massima e quindi vi è la necessità di cautelarsi.

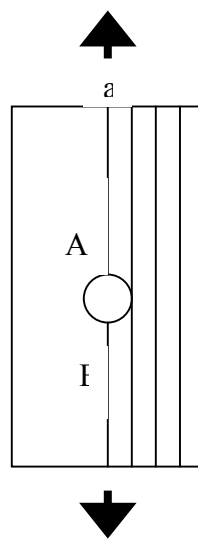


Figura 8.15 – Piastra forata

Il valore della tensione massima viene calcolato a partire da quello medio tramite un fattore noto come *fattore teorico di concentrazione di tensione* $K_t = \sigma_{max,teorica} / \sigma_{med}$.

Il pedice t sta per teorico perché K_t viene calcolato considerando la tensione che nascerebbe a fondo intaglio se il materiale fosse perfettamente elastico.

Le prove eseguite nel presente lavoro di tesi sono state realizzate con provini di geometria tale da garantire un K_t pari ad 1, rispondenti alla ASTM-E 466.

Il fenomeno della fatica dipende in modo molto complesso dal carico, perché non è solo il tipo di carico o la sua intensità ad influenzare la risposta del materiale, ma anche la storia di carico.

In generale è importante non solo la variabilità del carico nel tempo, ma anche la sequenza di carico. Si comprende, quindi, come nei casi pratici il discorso inizia a complicarsi poiché la storia dei carichi (Stress Time History) non è nota a priori.

L'argomento si affronta partendo da leggi di carico note e particolarmente semplici, per poi passare a casi più complessi in cui il carico può ritenersi comunque variabile nel tempo.

Dunque tra gli infiniti modi in cui il carico può variare, si prende in esame un carico variabile con legge sinusoidale :

$$P = P_m + P_a \cdot \sin \omega t$$

dove

P_m : precarico (valore medio della $P(t)$)

P_a : ampiezza (parte variabile)

$\omega = 2\pi f$ (pulsazione)

Essendo la fatica un fenomeno locale è meglio riferirsi alle tensioni, valori puntuali, e quindi scrivere:

$$\sigma = \sigma_m + \sigma_a \sin \omega t,$$

legge rappresentata nella figura seguente:

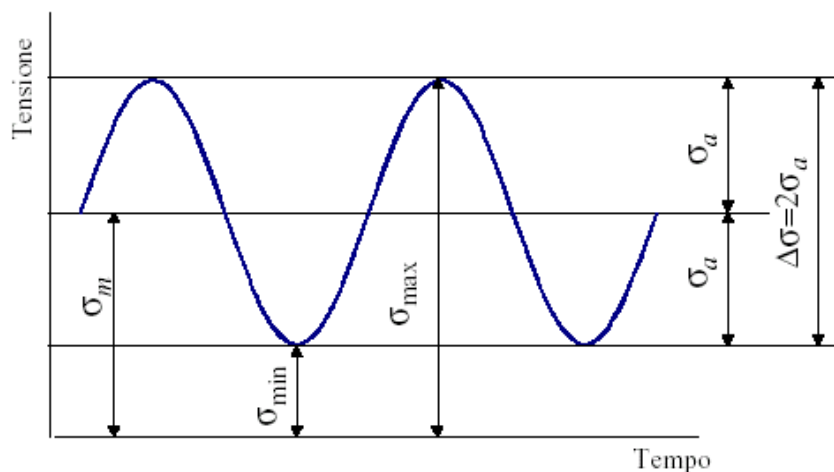


Figura 8.16 – Legge di carico

Per individuare un ciclo di carico sono necessari almeno due parametri relativi alla tensione (UNI 3964) (fig. 8.17):

Tensione massima e
tensione minima:

$$\sigma_{\max} , \sigma_{\min}$$

Tensione media:

$$\sigma_m = \frac{\sigma_{\max} + \sigma_{\min}}{2}$$

Tensione alternata:

$$\sigma_a = \frac{\sigma_{\max} - \sigma_{\min}}{2}$$

Campo di tensione (Δ di tensione): $\Delta\sigma = \sigma_{\max} - \sigma_{\min} = 2 \sigma_a$

Rapporto di tensione e
rapporto di ampiezza:

$$R = \frac{\sigma_{\min}}{\sigma_{\max}} , R_a = \frac{\sigma_a}{\sigma_m}$$

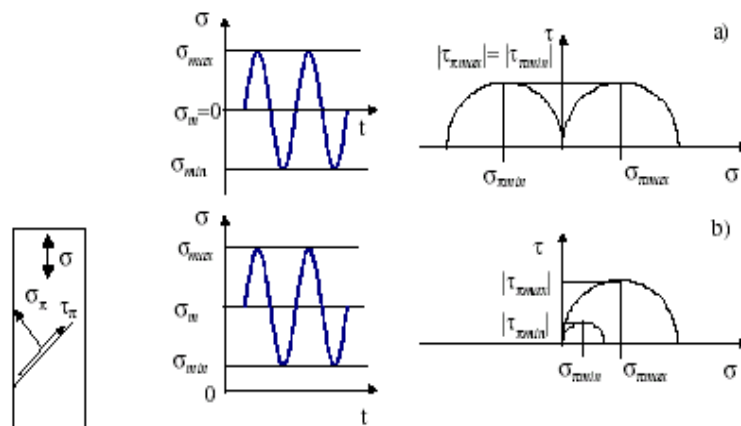


Figura 8.17 – Cicli di carico

R = -1	carico alterno simmetrico	$\sigma_m = 0$
R \neq 0,-1	carico pulsante	$\sigma_m \neq \sigma_a$
R = 0	carico pulsante dallo zero	$\sigma_m = \sigma_a$

Applicando una sola volta σ_m e σ_a si compie 1 ciclo di carico, mentre se $\sigma(t)$ viene ripetuta più volte si hanno n-cicli di carico e quelli in corrispondenza dei quali la struttura cede vengono indicati con N. L'ampiezza per cui il materiale si rompe sotto quel determinato numero N di cicli si definisce *resistenza a fatica* σ_N . Questo significa che il materiale dura N-cicli sotto un carico di ampiezza σ_N , cioè σ_N ed N sono valori associati e non ha senso parlare di uno di essi senza specificare anche il valore dell'altro. Aumentando infatti σ_N , N diminuisce poiché σ_{max} cresce e può raggiungere UTS provocando la rottura, caso limite in cui $N \rightarrow 0$. Si tratta quindi di costruire una curva decrescente.

Riferendoci ad un carico alterno simmetrico, bisogna aspettarsi allora che più alta è la tensione più bassa è la durata. Ciò è bene interpretato dalle curve di Wöhler (fig.8.18) che riportano in ascissa il logaritmo (in base 10) del numero di cicli N che provocano la rottura, e in ordinata l'ampiezza dell'oscillazione cui è sottoposto il provino. I dati di fatica di base sono ottenuti da prove con sollecitazioni nominali uniassiali ad ampiezza costante; le prove possono essere condotte sia su provette sia su componenti in grandezza naturale o in scala; i risultati delle prove di fatica non evidenziano differenze significative nel campo da 1 a circa 100 Hz.

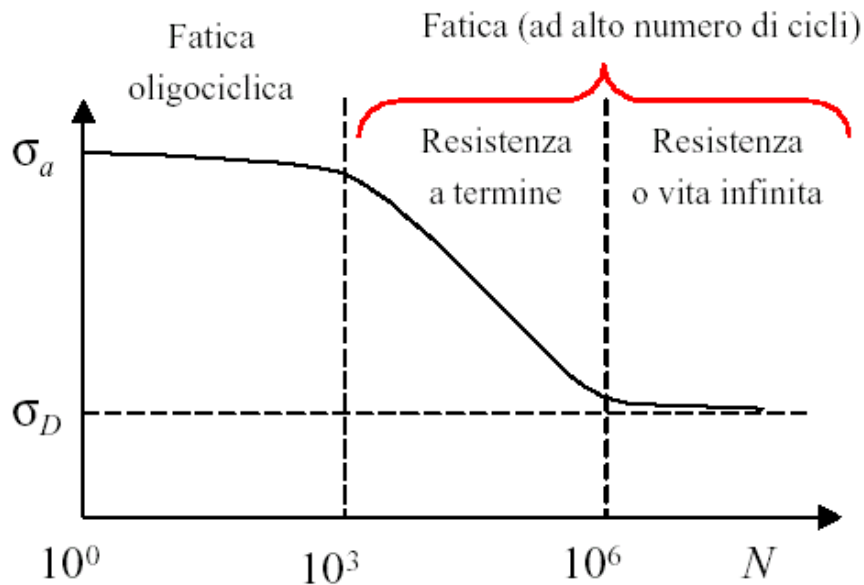


Figura 8.18 – Curve S–N

Di solito si hanno più curve; infatti, un altro provino soggetto allo stesso carico si romperà in corrispondenza di un differente numero di cicli e di conseguenza è più opportuno parlare di probabilità di rottura o di sopravvivenza a valore di carico fissato. Caratteristico degli acciai (e delle leghe di titanio) è presentare un asintoto orizzontale, cioè una soglia di sforzo al di sotto della quale questi materiali possono sopportare qualsiasi numero di cicli (*vita infinita*).

Si definisce infatti σ_D *limite di resistenza a fatica*, la massima ampiezza compatibile con una durata infinita, ovviamente intesa tecnicamente, ed è pari a $10E6$ - $10E8$ cicli.

Per le leghe leggere a base di alluminio non si riesce a determinare un numero di cicli oltre il quale non avviene mai la rottura a fatica perché la curva pare sempre decrescente anche oltre $10E8$ cicli (limite fissato dal punto di vista pratico). Non è, di conseguenza, ben definito un limite di resistenza a fatica.

Oltre al materiale, la curva dipende dal valore della sollecitazione media, dall'ambiente corrosivo in cui viene ad operare il pezzo, dalla temperatura, dal tipo di lavorazione del provino, dai trattamenti termici subiti (ricottura, tempra, bonifica), dai trattamenti di finitura superficiale, dalla sequenza di carico, dalla geometria del pezzo (occorre evitare le concentrazioni di sforzo, gli effetti di intaglio). Se poi passiamo a prendere in esame una struttura completa, le possibili fonti di innesco di cricche diventano molteplici, oltre a quelle già citate nel capitolo 4 occorre tenere conto di tutti i processi di lavorazione utilizzati per giungere al pezzo finale e di tutte le operazioni necessarie al collegamento con altri pezzi, all'assemblaggio (tutti i fori ed i collegamenti) in conseguenza anche delle procedure seguite durante la fase stessa di costruzione. Spesso i fori per i rivetti o altre forme di collegamento si dimostrano essere punti di innesco per la rottura a fatica. Per questi motivi, oggi la ricerca è votata a tecniche di giunzione alternative a quelle tradizionali di rivettatura. Sono in corso infatti, studi per verificare la bontà dei processi di saldatura (Laser welding, Friction Stir Welding) come risposta valida al problema in questione.

8.6.3.1. Strumentazione utilizzata

Le macchine di prova utilizzate durante i test di fatica, appartengono alla famiglia della MTS da 50 KN e 250 KN (fig. 8.19; 8.20), supportate dal software Multipurpose Testware (MPT), costituite da un telaio rigido con montanti a colonne su cui è posizionata una traversa mobile.

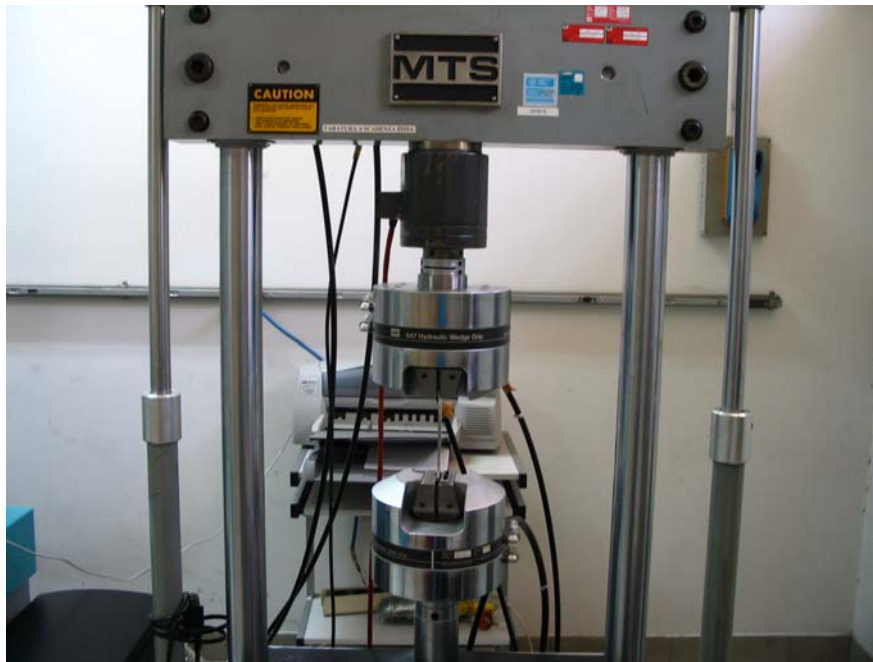


Figura 8.19 – MTS 50 KN



Figura 8.20 – MTS 250 KN

Il provino realizzato secondo le specifiche dettate dalle norme viene posizionato tra le due ganasce a comando meccanico solidali, una alla traversa mobile in serie con la cella di carico ed l'altra al pistone stesso.

8.6.3.2.Esecuzione delle prove di fatica

L'operatore imposta innanzitutto il programma MPT per i test di fatica, quindi seleziona il tipo di funzione da applicare (segment shape), nel nostro studio, di tipo sinusoidale a cicli costanti.

Si procede con l'identificazione del provino e la scelta dei parametri da impostare (procedure editor): carico ($R=0.1$), frequenza (20 Hz), numero di cicli limite ($N=2 \cdot 10^6$). A questo punto si deve posizionare il provino, quindi passare al Control Mode Displacement dando pressione al pistone portandolo allo 0 della corsa (-75mm,+75mm). Dopo aver attrezzato la macchina, assicurandosi l'assialità del carico sul provino con opportuna squadra, si agisce sul Control Mode Force azzerando il carico dovuto alla chiusura delle ganasce della fase precedente.

Le impostazioni vengono confermate selezionando un “ lucchetto” e si può dare inizio alla prova. Alla rottura del provino (fig. 8.21) il pistone scende e la macchina si ferma automaticamente, perché programmata in precedenza con limiti, sia sul carico (fondo scala) sia sulla corsa (limite superiore +5mm, limite inferiore -5mm).

Questo significa che qualora accidentalmente si superino tali limiti il processo si arresta, rispondendo così anche a problemi di sicurezza per l'operatore.



Figura 8.21 – Dettaglio ganasce MTS

8.6.4. Analisi metallografica al microscopio ottico

I metodi d'indagine propri della metallografia hanno lo scopo di approfondire la conoscenza delle proprietà intrinseche dei metalli come la struttura e le proprietà meccaniche e fisiche. L'analisi può essere condotta macroscopicamente o microscopicamente.

L'osservazione dei campioni è fatta con il microscopio metallografico, che si differenzia dal microscopio comune perché il campione metallico può essere osservato solo per riflessione.

L'obiettivo del microscopio raccoglie solo la luce che è riflessa dal campione a differenza del microscopio comune che raccoglie la luce che attraversa l'ipotetico campione.

Il microscopio metallografico permette di osservare i grani del cristallo ed eventuali precipitati della lega.

Dopo aver preparato i campioni inglobandoli, lucidandoli e sottoponendoli ad attacco chimico con una soluzione di KELLER come da norma ASMT E-32, questi possono essere osservati al microscopio metallografico.

Questo permette di vedere: i costituenti della lega che si differenziano per il colore; la forma dei grani; e sfruttando l'effetto di luce ed ombra la diversa altezza dei grani o il diverso orientamento dei piani.

8.6.4.1. Strumentazione utilizzata

Per le indagini metallografiche è stato usato il microscopio ottico metallografico prodotto dalla Zeiss (fig. 8.22).

Questo microscopio ha le seguenti caratteristiche:

- obiettivi con ingrandimenti: 5x, 10x, 20x, 50x, 100x;

- possibilità di montare oculari di una fotocamera digitale;
- osservazioni in campo chiaro, in luce polarizzata, in contrasto di fase e in luce oscura.



Figura 8.22 – Microscopio metallografico ottico Zeiss

8.6.4.2. Esecuzione delle indagini al microscopio ottico

In questo caso, come per le prove di microdurezza, sono stati ricavati, per troncatura a freddo, una serie di provini successivamente inglobati in resina, lucidati ed attaccati con il Keller. L'attacco acido, della durata di pochi secondi, ha lo scopo di mettere in evidenza i bordi dei grani, notoriamente più reattivi, che alla vista appariranno più scuri. I provini così preparati sono stati poggiati sul piano del microscopio, osservati in vari ingrandimenti e ripresi fotograficamente per mezzo della fotocamera digitale montata al microscopio. Le immagini ottenute sono state messe a confronto con una di riferimento, che, ripresa con lo stesso potere di ingrandimento, riportava un micrometro oggetto. Al fine di avere indicazioni sull'estensione della sezione granulare nelle diverse zone, tipiche del processo FSW, tali immagini sono state importate nel software

AUTOCAD™. Avendo preso un riferimento di 100 µm su ogni foto, tale indicazione è stata mantenuta anche nelle importazioni in AUTOCAD™. Mediante l'utilizzo dello "strumento di indagine area", di cui è corredato il programma, è stato possibile rilevare la misura delle aree delle sezioni dei grani in diverse zone, ponendole a confronto.

8.6.5. Analisi al S.E.M.

Il microscopio metallografico usato, come tutti i microscopi ottici, ha un potere risolutivo inferiore a 1000-1500 ingrandimenti che permette una visione generale della grana cristallina, dei precipitati di maggior dimensione.

Per lo studio dei precipitati di minor dimensione sono usati microscopi elettronici dotati di un potere risolutivo nettamente superiore; quelli d'interesse maggiore sono il tipo a trasmissione elettronica T.E.M. e quello a scansione elettronica o S.E.M..

Il microscopio a scansione elettronica permette l'uso di un'ampia gamma d'ingrandimenti che vanno da 15X a 500000X, possedendo una profondità di campo, differenza tra massima e minima distanza di messa a fuoco, che risulta essere adeguata alla messa a fuoco di superfici con elevate variazioni topografiche. I diversi punti del campione vengono esplorati da un sottile fascio d'elettroni ad elevata energia che è prodotto da un cannone elettronico e focalizzato con un sistema di lenti magnetiche.

Appositi dispositivi consentono sia spostamenti del fascio, facendogli esplorare piccole zone quadrate, sia spostamenti del campione rispetto al fascio, che permettono di variare non solo la zona in esame ma anche l'inclinazione del campione relativamente al fascio. Quando un fascio di elettroni colpisce un materiale, una parte di essi detti elettroni primari conservano la loro energia e vengono riflessi (elettroni radiodiffusi) mentre altri perdono la loro energia trasferendola agli elettroni del solido, ed infine una frazione di essi ad energia molto bassa può sfuggire all'esterno.

Se gli elettroni incidenti hanno energia sufficientemente elevata riescono a ionizzare i livelli energetici più interni degli atomi del materiale che possono tornare allo stato fondamentale mediante l'emissione di un fotone.

I raggi X prodotti possiedono energie che sono caratteristiche degli atomi da cui provengono e possono quindi essere sfruttati per ottenere informazioni sulla composizione chimica del campione. Mediante un trasduttore, che rivela i raggi X, si arriva ad avere uno spettro che riporta i picchi relativi agli elementi. L'intensità della linea caratteristica di un elemento è direttamente proporzionale alla concentrazione dello stesso.

8.6.5.1. Preparazione dei provini

Per quanto riguarda la preparazione del provino i campioni da esaminare sono comuni campioni per il microscopio ottico, su cui vi è depositato un sottile strato metallico evaporato in superficie. Prima di effettuare la deposizione dello strato di metallo (oro) i provini vengono lucidati.

La lucidatura inizia con la pulitura dei provini con carta abrasiva a numero di GRIT crescente (da 200 a 1000, cioè a grane sempre più fine), in modo da riuscire a diminuire gradualmente la rugosità superficiale. Questa fase è accompagnata da simultanei raffreddamento e pulizia con acqua. Passando alla carta successiva, quando cioè sono scomparse tutte le rigature lasciate dalla carta precedente, il campione deve essere ruotato di 90° e pulito con una soluzione per evitare l'inglobamento di particelle abrasive rilasciate dalla carta stessa. La pulitura è seguita dalla lappatura su dischi ricoperti di panno, su cui viene spalmata una pasta diamantata di granulometria via via decrescente (fino a 0,04 mm).

A questo punto i campioni sono pronti per l'osservazione al microscopio metallografico, osservazione da cui dovrebbero essere messi in evidenza eventuali precipitati ed inclusioni.

8.6.5.2. Strumentazione utilizzata

Questo strumento è essenzialmente composto da una camera a vuoto e da un cannone elettronico che produce il fascio di elettroni destinato ad "illuminare" il pezzo. Per la visione del campione, infatti, non viene utilizzata la luce solare o artificiale con cui siamo abituati a convivere tutti i giorni, ma appunto un fascio di elettroni ad elevata energia che tramite l'interazione con un complesso sistema di lenti magnetiche viene focalizzato sul pezzo che si intende visionare. Questo tipo di tecnologia permette di ampliare e di molto, il numero di ingrandimenti raggiungibili, senza perdere in nitidezza dell'immagine e soprattutto senza dover rinunciare ad un'ottima profondità di campo. E' necessario operare in vuoto per permettere una corretta interazione del fascio elettronico con la superficie da osservare, superficie che deve essere conduttrice.



Figura 8.23 – S.E.M.

Il microscopio S.E.M. usato per le nostre prove è il modello S440 prodotto dalla Leica

(fig. 8.23- 8.24)



Figura 8.24 – Particolare del cannone del S.E.M. Leica S440

Il filamento emettente è in tungsteno e sono presenti sensori per elettroni secondari e per raggi X (sistema EDS per la composizione chimica del campione).

8.6.5.3. Esecuzione delle prove al SEM

Il S.E.M. è stato sfruttato per visualizzare le superfici di frattura (analisi frattografica) dei provini rotti durante le prove sia statiche che dinamiche, in quanto solo questo tipo di microscopio garantisce una profondità di campo sufficiente a visualizzare, in modo adeguato, superfici così frastagliate. I provini, sottoposti ad esame frattografico, sono stati selezionati riferendosi a quelli che hanno dato il migliore e peggiore risultato nei test di trazione e fatica.

8.7. Gel Test.

Sugli stessi giunti nei quali siamo andati a valutare la resistenza offerta dal materiale abbiamo eseguito il Gel Test.

Il test, attraverso un indicatore universale di pH, identifica, sulla superficie di un campione adeguatamente preparato, le zone acide e le zone alcaline che si formano a seguito di un attacco chimico o elettrochimico sul materiale. Alcuni ricercatori lo utilizzano per identificare e dare evidenza sensibile delle zone anodiche e catodiche della saldatura sulle leghe di alluminio. Il test dovrebbe tuttavia essere estendibile a tutte le superfici eterogenee in cui la reazione catodica produce alcalinità e quella anodica acidità.

Mentre la prima condizione è sempre verificata per la reazione di riduzione dell'ossigeno, la seconda dipende dalla capacità degli ioni metallici prodotti dalla reazione anodica di idrolizzare l'acqua:



Ciò è vero per l'alluminio che dà:



In definitiva se gli ioni metallici prodotti dalla reazione danno idrolisi e se la reazione catodica dominante è la riduzione di ossigeno in ambiente umido, il pH delle diverse zone è intimamente legato alla reazione elettrochimica che ivi avviene.

8.7.1 Preparazione del Gel per il test

I componenti del Gel sono i seguenti:

- 100 ml di acqua distillata
- 0.035 g di NaCl
- 3 g di Agar (fattore gelificante) della Aldrich
- 15 ml di Universal Indicator (indicatore universale di pH)

L'acqua e NaCl servono a creare l'ambiente corrosivo; l'Agar è il polimero che gelifica, con questa concentrazione si ottiene un Gel praticamente solido che si applica agevolmente su qualsiasi superficie, mantenendo sotto controllo le condizioni ambientali scelte e soprattutto impedendo la volatilizzazione dell'indicatore di pH, a basso punto di ebollizione.

Le superfici da testare sono state preventivamente sgrossate e rifinite.

Dopo aver pesato l'NaCl sulla bilancia analitica elettronica (vedi figura 8.5)



Figura 8.5 – Bilancia analitica elettronica.

Posta l'acqua distillata con il sale su un fornello dotato di agitatore, (figura 8.6)



Figura 8.6 – Fornello agitatore.

Si è aspettato che il liquido raggiunga la temperatura di ebollizione, sicché una volta spenta la piastra riscaldante si avvia l'agitatore magnetico, quindi si aggiunge il fattore gelificante Agar molto lentamente per cercare di evitare la formazione dei grumi e di bolle d'aria in superficie, poi si porta il polimero in soluzione regolando adeguatamente la velocità di agitazione.

Quando è completamente solubilizzato è necessario rimuovere gli eventuali grumi e le bollicine d'aria che si formano in superficie: esse costituiscono un'eterogeneità che altererebbe sicuramente la risposta elettrochimica di un sistema in cui l'agente è l'ossigeno.

Si aggiunge, infine, molto lentamente, l'indicatore universale di pH in piccole dosi (essendo quest' ultimo molto volatile non lo si aggiunge tutto in una volta nella soluzione ancora calda per evitare l' evaporazione).

Una volta dissolto tutto e spento l'agitatore magnetico, bisogna rimuovere la soluzione dal riscaldatore e versarla in contenitori di plastica in modo da ottenere strati uniformi di soluzione di spessore di circa 2 mm.

Infine si lascia raffreddare per circa 30 minuti e si ottiene il Gel desiderato (figura 8.7)

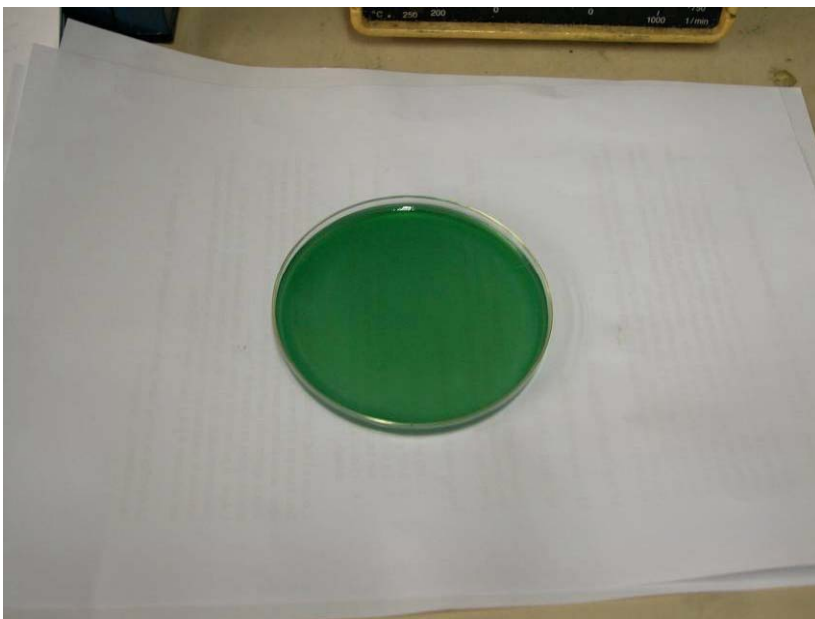


Figura 8.7 – Gel ottenuto.

8.7.2. Esecuzione della prova.

Una volta preparato il Gel, la corretta esecuzione della prova avviene innanzitutto bagnando la superficie dei provini giuntati con acqua distillata, al fine di garantire una perfetta aderenza tra il Gel e la superficie stessa, la quale superficie dei provini, come già detto, è stata preventivamente lucidata attraverso carta abrasiva con granulometria variabile da 180 a 1200.

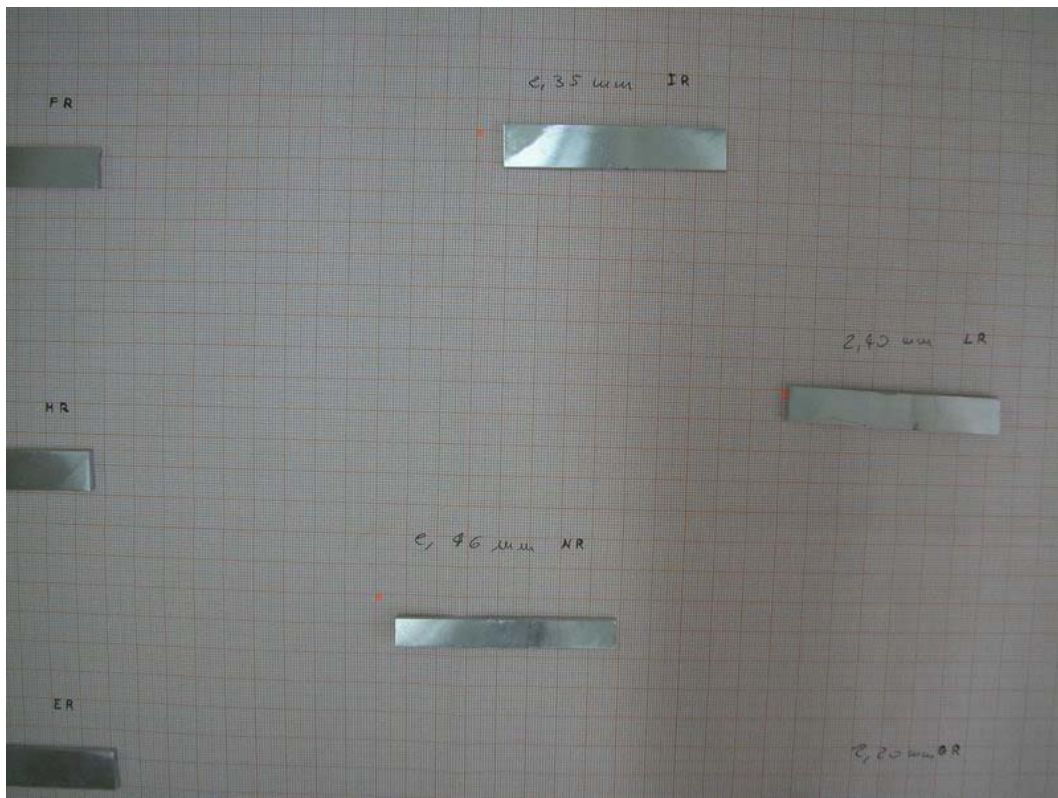


Figura 8.8 - Provini lucidati.

Riportiamo, in particolare, la raffigurazione, dopo aver subito il processo di lucidatura, del provino in relazione al quale andremo ad analizzare l'evoluzione del Gel test, trattasi del provino giuntato con i seguenti valori dei parametri di processo: 1600 RPM, 56 mm/min.



Figura 8.9 - Provino 1600 RPM-56 mm/min lucidato.

Poi si procede tagliando con un bisturi una quantità sufficiente di Gel tale da ricoprire l'area da esporre.

A questo punto andiamo ad applicare sulla superficie del provino il Gel, accertandosi che esso sia pienamente in contatto con la superficie e che durante la prova non venga accidentalmente spostato.

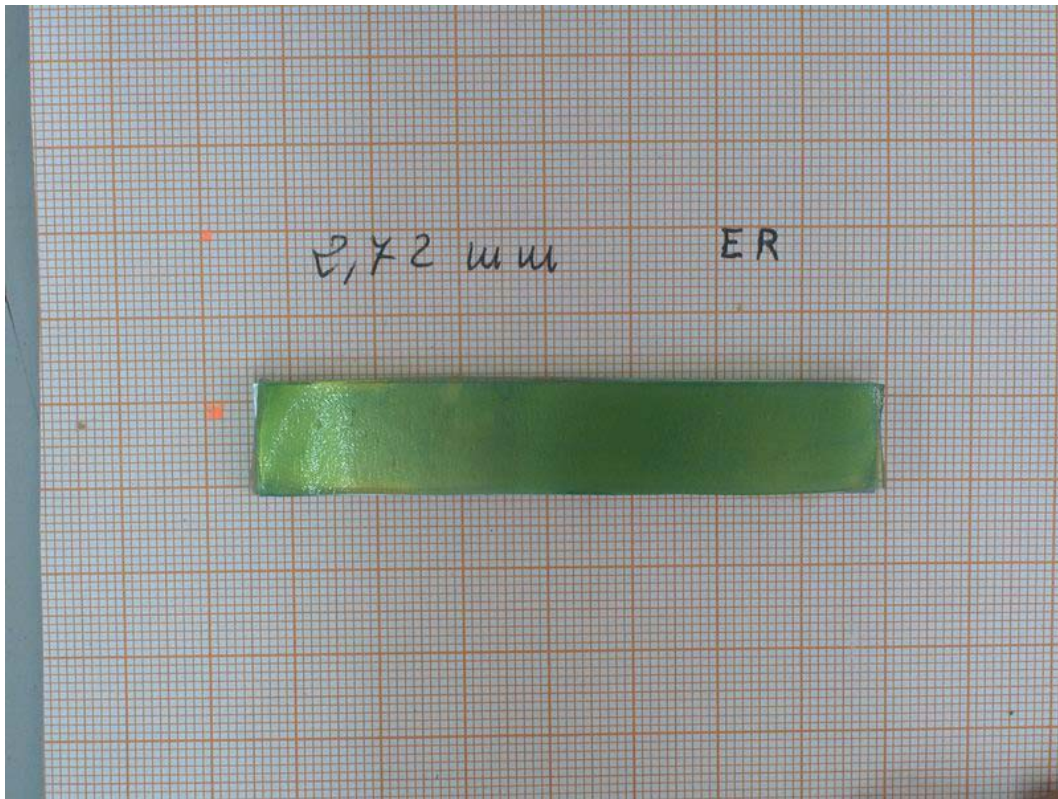


Figura 8.10 – Applicazione del Gel sulla superficie del provino.

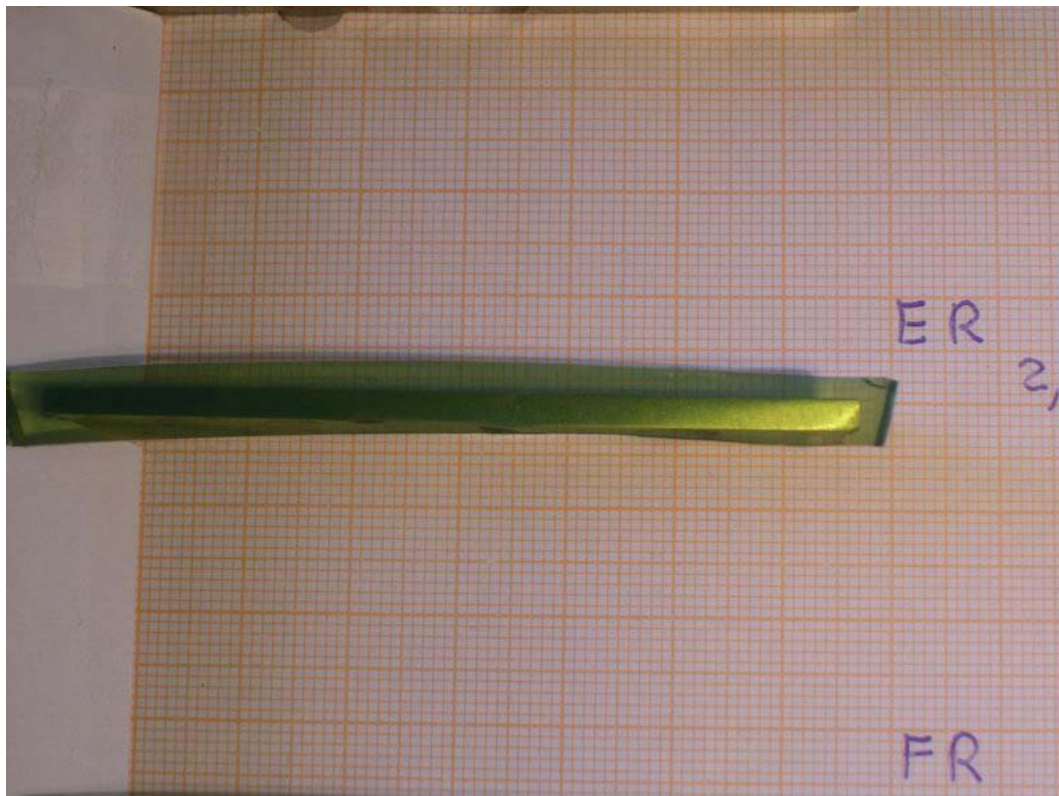


Figura 8.11 – Applicazione del Gel sulla sezione del provino.

Ora non bisogna fare altro che lasciare che la reazione chimica evolva per diverse ore ed eseguire delle fotografie, ad intervalli di tempo prestabiliti, affinché possa essere immortalato e quindi successivamente analizzato lo sviluppo della reazione chimica.

Quello che, tuttavia, è importante curare è l'umidificazione del Gel il quale altrimenti tende a seccare; a tale scopo dopo la prima ora mettiamo i provini in un contenitore chiuso in cui cerchiamo di produrre un ambiente umido spruzzando acqua distillata riscaldata. Inoltre è opportuno ricoprire preventivamente con un piccolissimo strato di ceramica i contorni della superficie.

Capitolo 9

Risultati e Analisi 2a campagna di
prove, caratterizzazione FSW

9.1. Risultati forze acquisite

Come anticipato nel capitolo precedente, per tutti i giunti realizzati, sono state misurate le forze, parallelamente alla direzione di avanzamento del cordone (F_x) e parallelamente all'asse dell'utensile (F_z). Per semplicità si riportano, di seguito (fig. 9.1; 9.2), i diagrammi relativi ai giunti, che hanno mostrato rispettivamente le prestazioni migliori e peggiori, vale a dire i diagrammi delle forze II3 e I2.

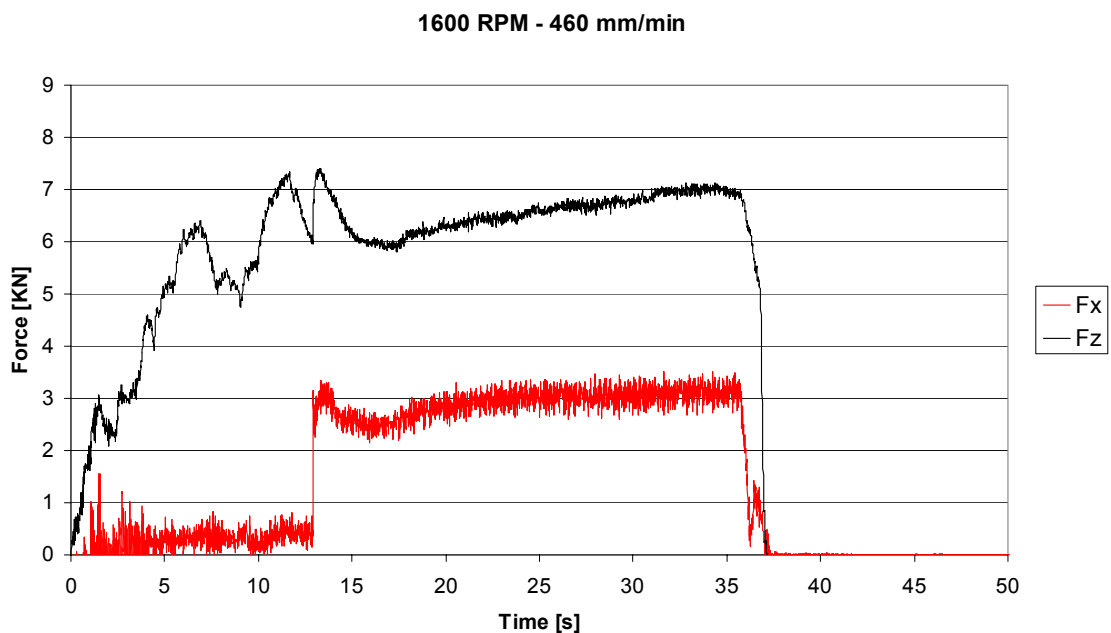


Figura 9.1– Diagramma delle forze acquisite del giunto II3

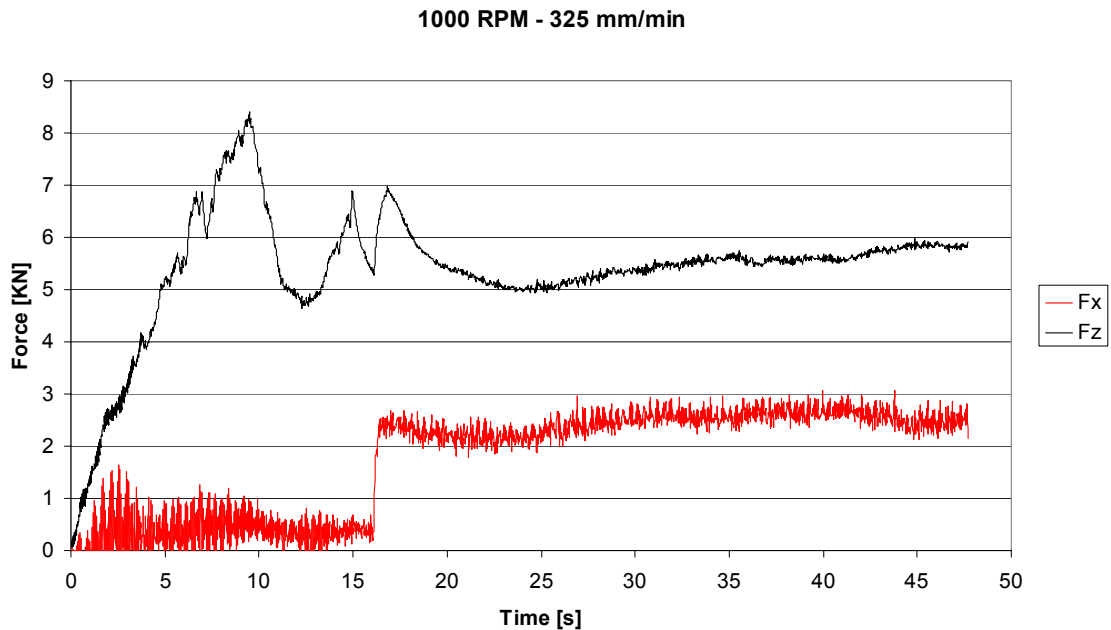


Figura 9.2 – Diagramma delle forze acquisite del giunto I2

Si evince immediatamente come le forze lungo l'asse z risultano di gran lunga superiori a quelle lungo l'asse x, in particolare durante il transitorio iniziale, nel momento in cui, cioè, l'utensile penetra nel materiale: in questo intervallo, infatti, il materiale è caratterizzato ancora da una temperatura modesta e la sua resistenza allo snervamento è ancora molto elevata. L'utensile, all'avanzare dell'affondamento nei lembi da giuntare, è interessato, progressivamente, da una quantità sempre maggiore di materiale che gli si oppone: si registra, infatti, un andamento di F_z crescente. Successivamente il calore sviluppato per attrito è tale da indurre un drastico abbassamento del valore della tensione di snervamento, ed infatti la F_z diminuisce fino ad assestarsi verso un valore di regime.

Quando l'utensile inizia a traslare, la forza F_x , che nel transitorio iniziale oscilla intorno a valori contenuti, cresce repentinamente fino al raggiungimento di condizioni di stazionarietà.

Per F_x si osserva, più che per F_z , un andamento oscillatorio di tipo periodico, e focalizzando l'attenzione su un intervallo temporale pari a 1s. Dall'analisi di Fourier eseguita sulla funzione F_x , si desume che la frequenza principale di oscillazione è prossima a quella della macchina (fig. 9.3). Si conclude quindi, che tale effetto sia dovuto alle vibrazioni della macchina utensile.

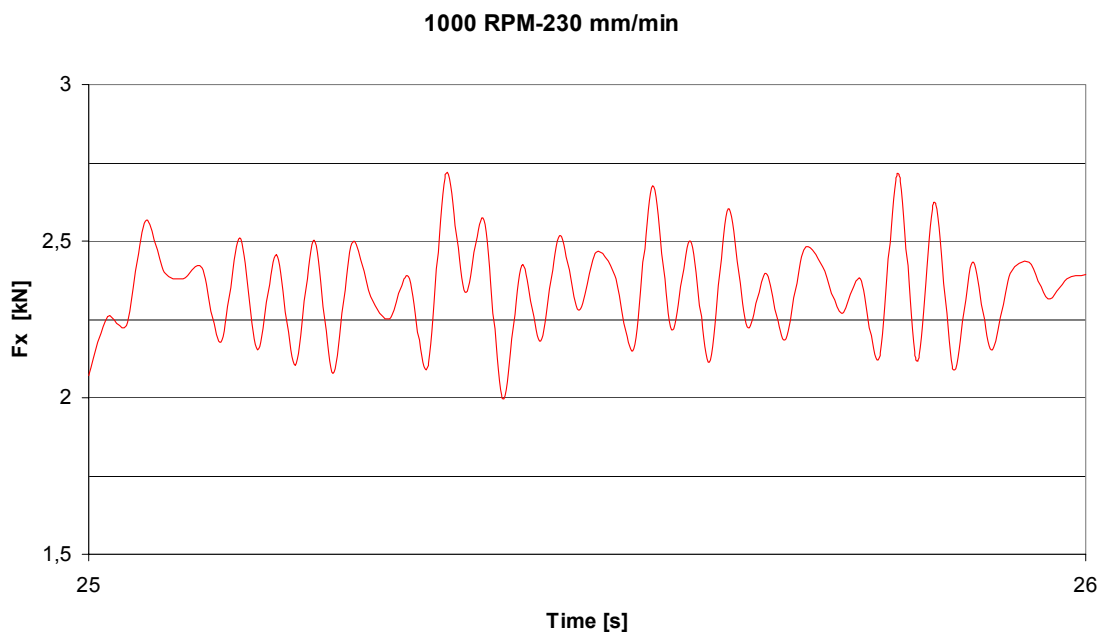


Figura 9.3 – Andamento di F_x in 1 s

Si riportano infine, (fig. 9.4; 9.5) gli istogrammi relativi ai valori delle su citate forze in condizione di stazionarietà. Dall'analisi di tali diagrammi appare evidente come le forze lungo l'asse x tendano a crescere all'aumentare della velocità di avanzamento e di rotazione. Quanto riscontrato appare in contrasto con i risultati ottenuti in precedenza con l'utilizzo di utensili lisci. Si ribalta infatti la considerazione secondo cui a parità di velocità di avanzamento, all'aumentare di ω , le forze che prima diminuivano ora aumentano. Probabilmente entrando in un range di parametri di processo più elevati,

l'andamento di F_x potrebbe essere tipo a “sella”.

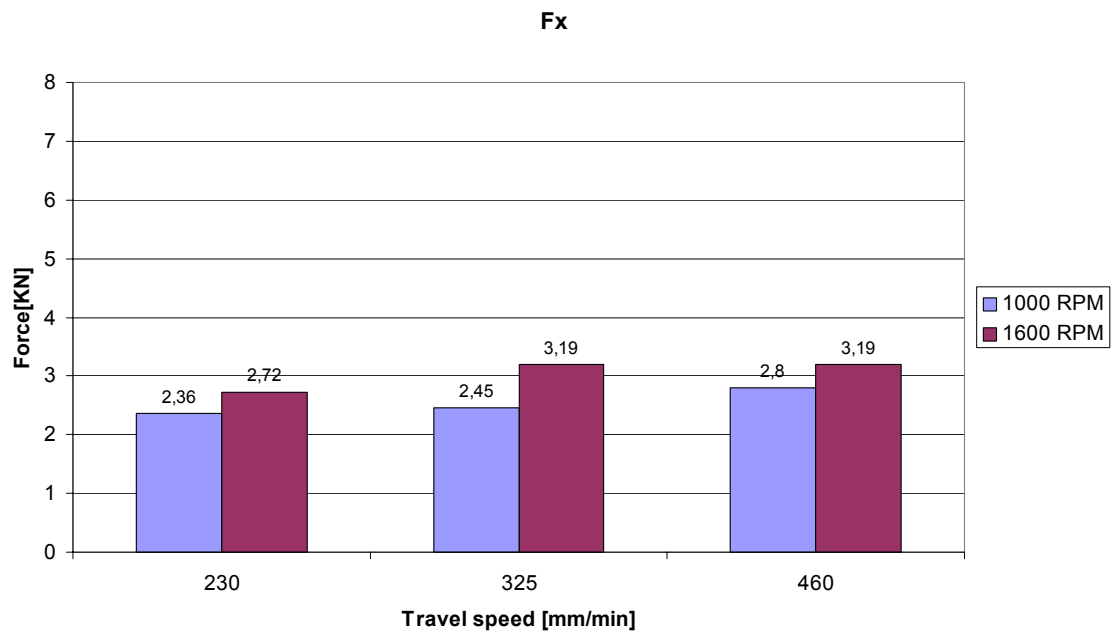


Figura 9.4 – Valori medi di F_x a regime

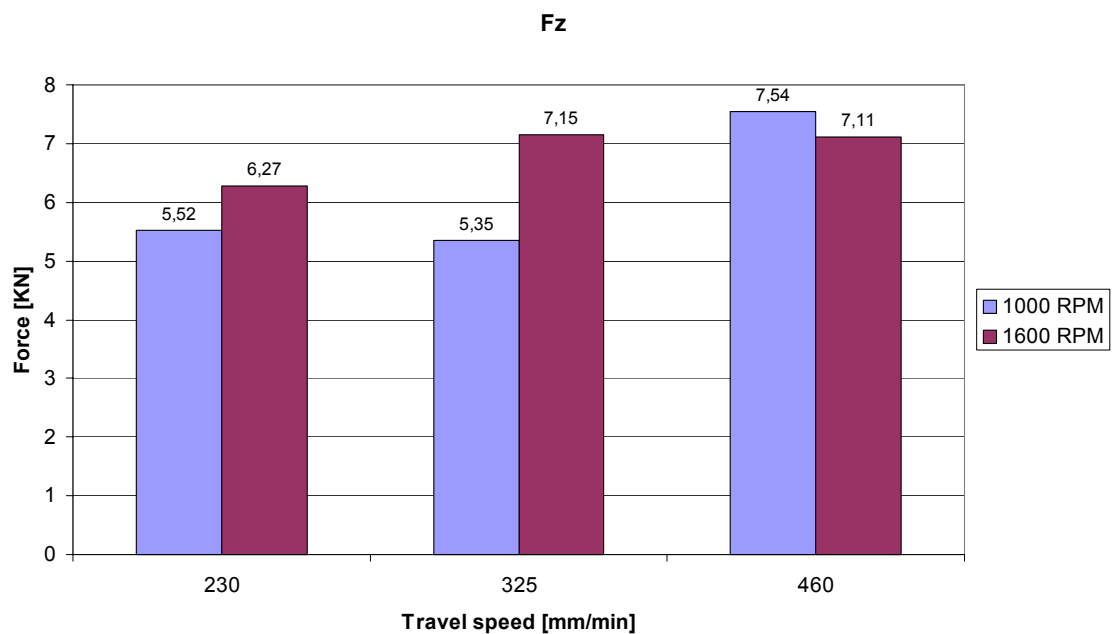


Figura 9.5 – Valori medi di F_z a regime

Per maggiore comprensione si richiamano gli istogrammi (fig. 9.6; 9.7) riepilogativi della precedente ricerca, relativi all'utensile piccolo che, sebbene liscio, ha dimensioni dello spallamento confrontabili con quello filettato.

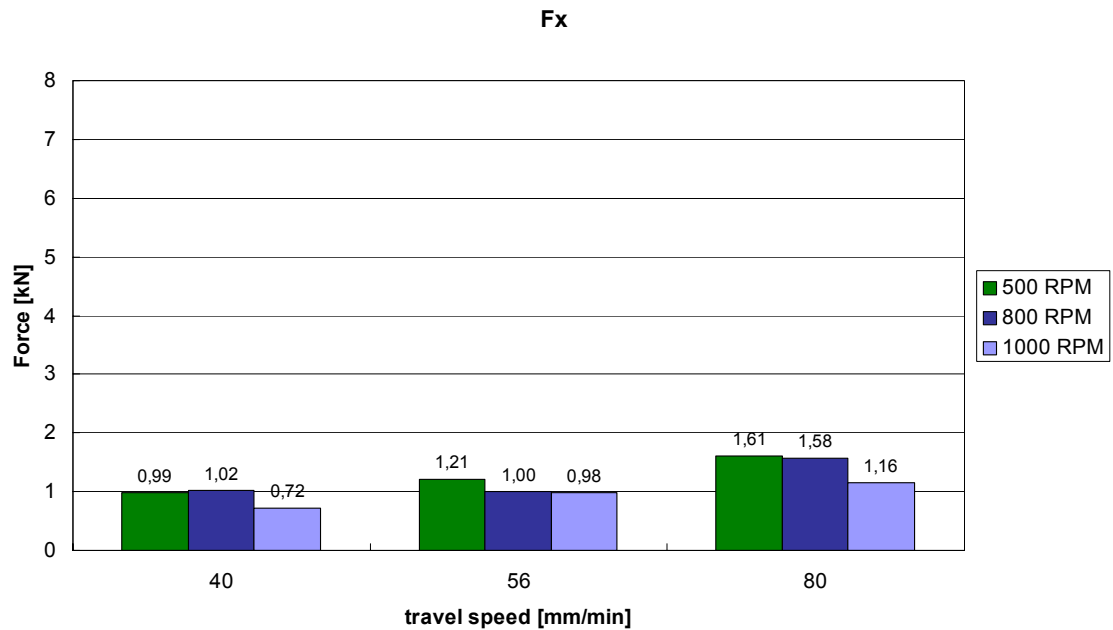


Figura 9.6 – Valori medi di F_x a regime per utensile liscio

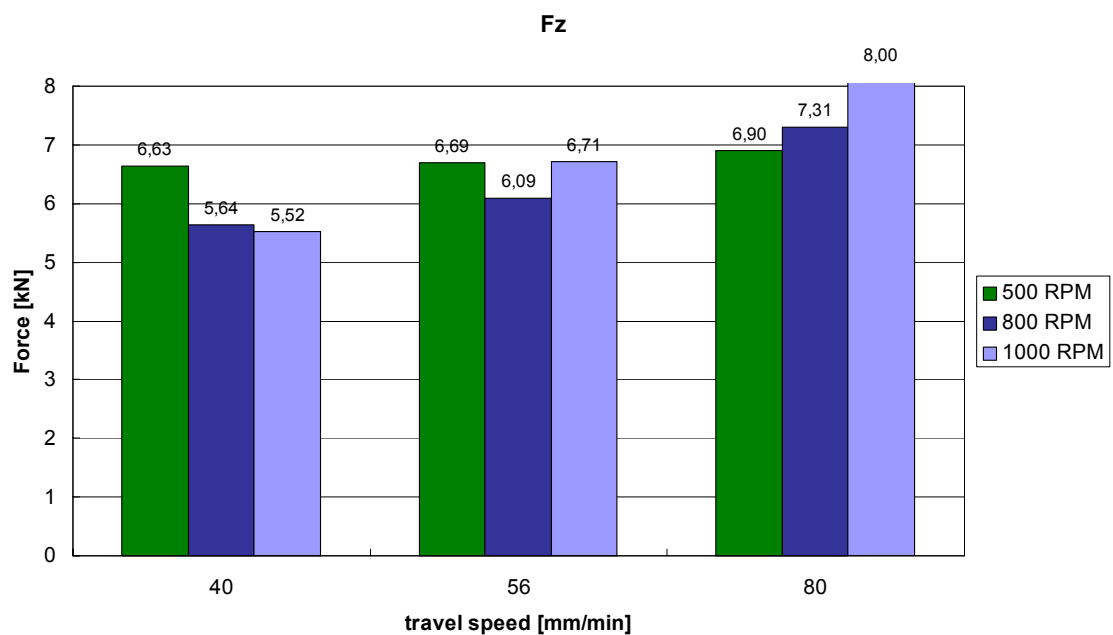


Figura 9.7 – Valori medi di F_z a regime per utensile liscio

Come si può notare dal confronto tra gli istogrammi, le forze registrate lungo x, a parità di velocità di rotazione, rispettano l'andamento crescente al crescere della velocità di avanzamento nell'intero intervallo che va da 40 a 460 mm/min.

Tale risultato è fisicamente comprensibile, in quanto l'aumento della velocità di avanzamento si traduce, di fatto, in una riduzione del calore generato per attrito e quindi in un minore rammollimento del materiale, che si oppone con maggiore resistenza.

9.2. Prove di trazione e analisi statistica

I risultati delle prove di trazione effettuate sui provini sono riportati in forma di diagrammi σ - ε in appendice.

Ciò che riporteremo qui in tabella 9.1 sono i valori del carico di rottura R_m , del carico di snervamento $R_{p0.2\%}$, e l'allungamento percentuale a rottura A , emersi dalle prove fatte sui lotti distinti nel capitolo precedente.

Identif. provino	Rp 0.2% (Mpa)	Rm (Mpa)	A(%)
AI1	216,36	251,99	3,29
BI1	227,08	261,35	1,83
CI1	219,66	256,71	2,83
Media	221,03	259,03	2,65
AI2	213,96	231,34	0,70
BI2	237,05	251,28	0,66
CI2	210,77	212,80	0,33
Media	220,59	231,81	0,56
AI3	249,61	279,25	2,57
BI3	246,30	269,00	1,81
CI3	237,09	263,88	2,23
Media	244,33	270,71	2,20
AII1	237,21	269,20	1,06
BII1	234,68	263,10	0,94
CII1	243,44	279,21	1,16
Media	238,44	270,50	1,05
AII2	262,72	292,64	1,04
BII2	235,53	236,28	0,32
CII2	255,95	284,74	0,96
Media	251,40	271,22	0,77
AII3	269,31	292,89	1,04
BII3	232,03	235,28	0,21
CII3	271,04	296,55	1,11
Media	257,46	274,91	0,79

Tabella 9.1 – Risultati delle prove di trazione

Si notano valori molto modesti per l'allungamento percentuale a rottura A, a causa di una deformazione interamente confinata nella zona del cordone di saldatura, che essendo meno resistente cede, non dando la possibilità al metallo base di deformarsi plasticamente. Valori più attendibili della A si avrebbero effettuando il calcolo della percentuale con la lunghezza di riferimento iniziale L_0 pari all'estensione del cordone, come mostrato nella seguente figura.

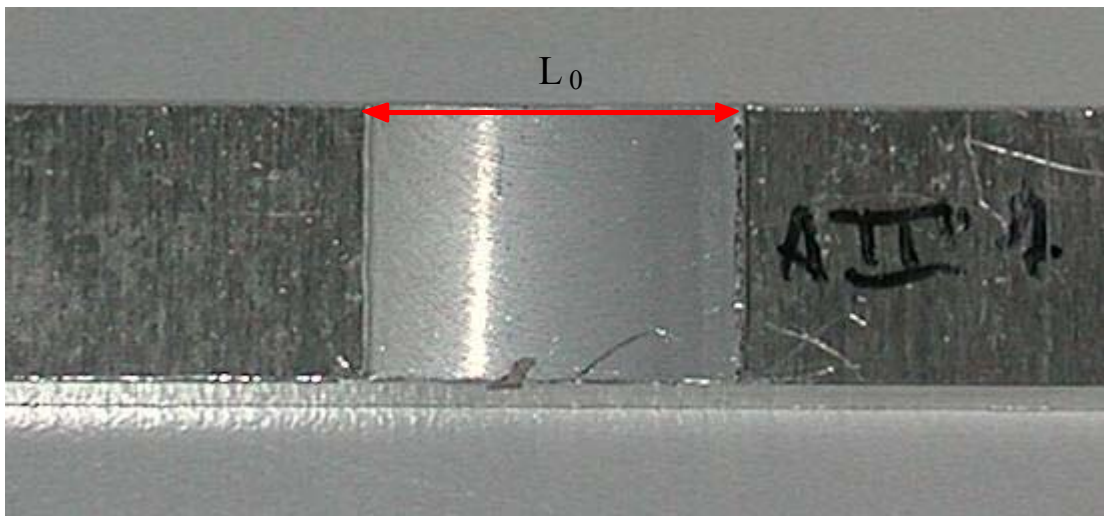


Figura 9.8 – Cordone di un giunto FSW: si evidenzia con L_0 sua larghezza

Dall'esame dei provini rotti a trazione, dopo avere accostato le due parti, appare che la frattura si riscontra all'estremità del cordone di saldatura, nella zona di discordanza: come è messo in evidenza nella figura 9.9 dall'ovale di colore rosso. Nel caso in cui ci siano, invece, difetti che inficiano la prova, la frattura si sposta all'interno del cordone, in corrispondenza dell'eventuale difettosità, come segnalato dall'ovale blu.

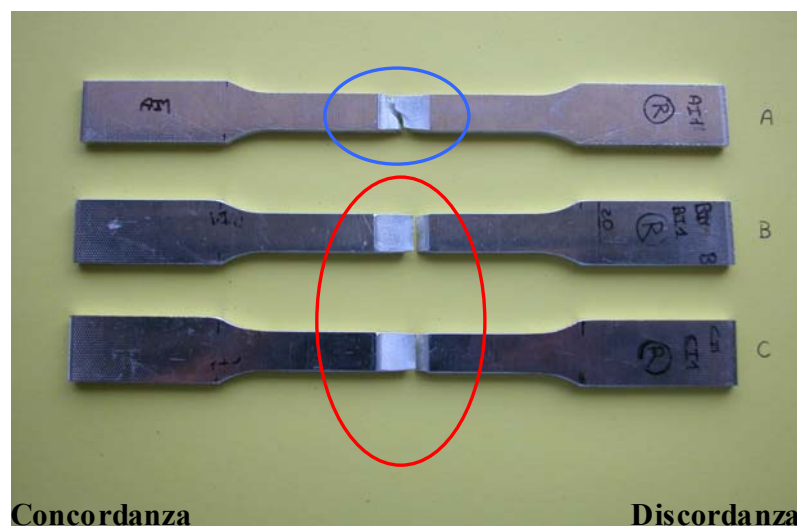


Figura 9.9 – Provini rotti a trazione

Questa tendenza si fonda sull'ipotesi secondo cui la zona in discordanza, interessata da maggiori velocità relative tra utensile e metallo, con conseguente raggiungimento di temperature maggiori, è perciò caratterizzata da minori proprietà meccaniche. Tale ipotesi sarà confermata a valle delle analisi microstrutturali, nel relativo paragrafo.

Dai valori ottenuti si riscontra la tendenza di un miglioramento di R_p e R_m con l'aumentare dei parametri di processo (fig. 9.10; 9.11).

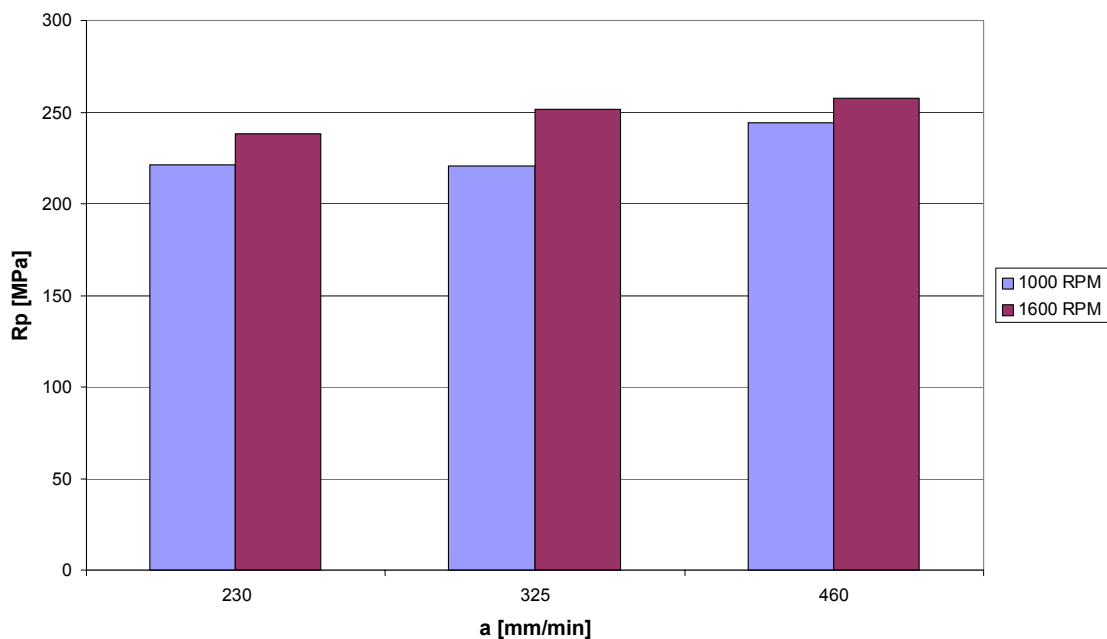


Figura 9.10 – Valori medi della tensione di snervamento R_p

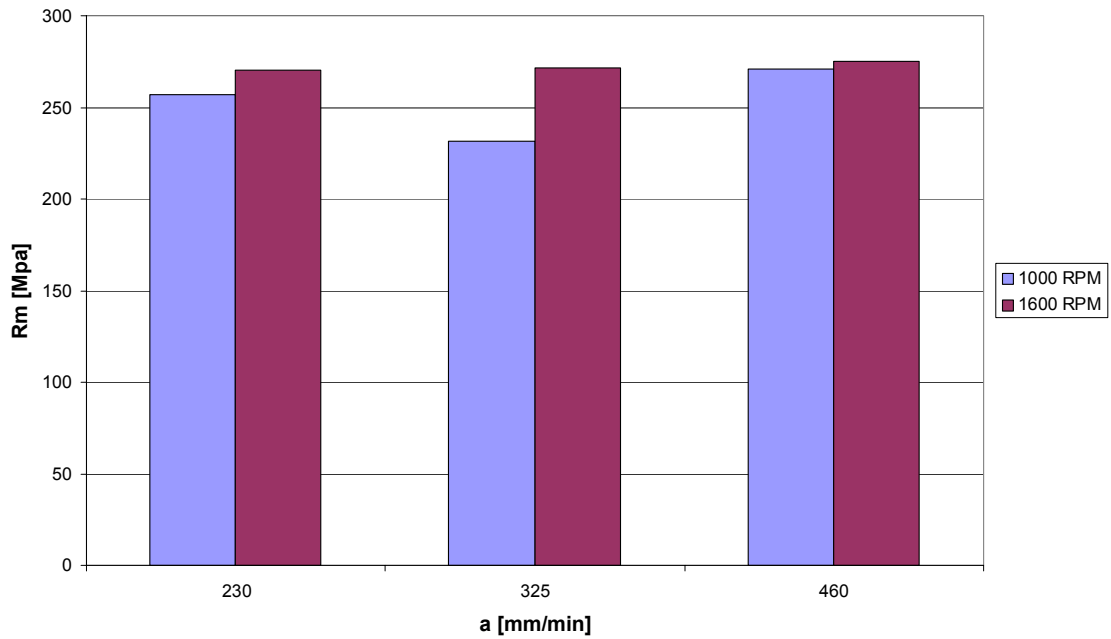


Figura 9.11 – Valori medi della tensione di rottura R_m

Di seguito si riportano i diagrammi riassuntivi delle proprietà meccaniche relative ai provini realizzati nella precedente campagna di saldatura con l'utensile piccolo liscio (fig. 9.12; 9.13).

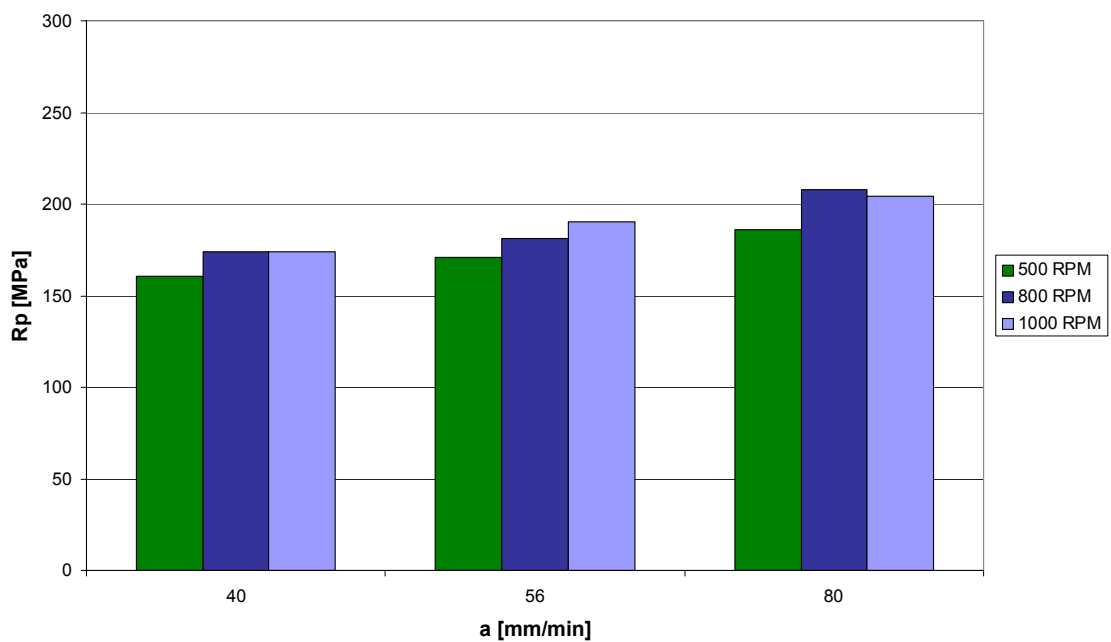


Figura 9.12 – Valori medi della tensione di snervamento R_p per utensile liscio

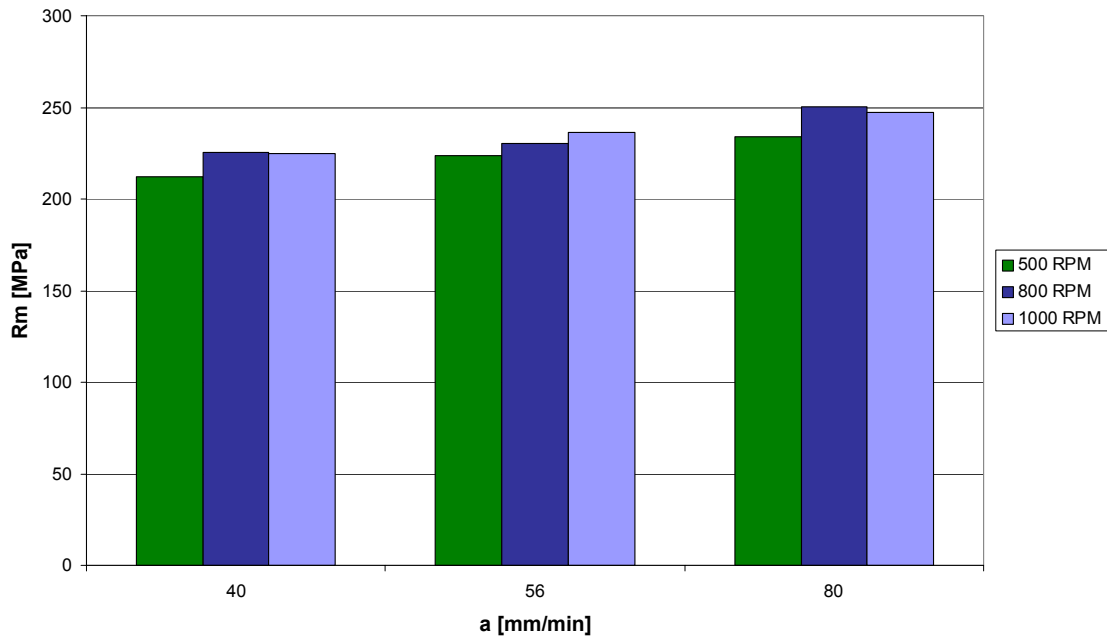


Figura 9.13 – Valori medi della tensione di rottura Rm per utensile liscio

La tendenza al miglioramento di tali proprietà è confermata in tutto l'intervallo della velocità di avanzamento: la scelta dei parametri è quindi avallata in pieno dai risultati ottenuti. D'altra parte la spiegazione è del tutto evidente: all'aumentare della velocità di avanzamento diminuisce il calore apportato nell'unità di tempo, quindi si va ad intaccare in misura minore l'effetto del trattamento termico.

Si nota inoltre l'influenza positiva dell'aumento della velocità di rotazione, sia su Rp sia su Rm, probabilmente dettata da un maggiore rimescolamento di materiale e quindi ad un migliore affinamento della struttura granulare.

Per una maggiore comprensione dei risultati ottenuti dalle prove statiche di trazione si è eseguita una analisi della varianza (ANOVA). Questo ha permesso di ottenere informazioni sugli effetti esercitati su di una variabile di nostro interesse da determinati fattori, ciascuno a più livelli.

Nel nostro studio le variabili prese in esame separatamente sono la tensione di snervamento ($R_{p0.2\%}$) e la tensione di rottura (R_m); ciascuna delle due analisi indaga l'influenza di due fattori, corrispondenti ai parametri del processo di saldatura: la velocità di avanzamento, a [mm/min], con tre livelli, e la velocità di rotazione, ω [RPM], con due livelli. Per ogni set di parametri di processo sono state realizzate tre osservazioni.

Dunque, il modello statistico adoperato è un'analisi della varianza a due vie con ripetizioni, fondato sulle seguenti ipotesi:

1. dipendenza lineare degli effetti;
2. additività degli effetti;
3. s-indipendenza dell'osservazione lineare;
4. gaussianità delle osservazioni sperimentali dei dati;
5. omogeneità delle variazioni delle varie osservazioni sperimentali.

In questo caso la classificazione del piano sperimentale deve trovare riscontro nel seguente modello di analisi delle osservazioni sperimentali, x_{ij} :

$$x_{ij} = \mu + \alpha_i + \beta_j + \varepsilon_{ij}, \quad (1)$$

con $i = 1 \dots n$

$j = 1 \dots b$.

Ciò significa che il risultato delle osservazioni è la somma di una media μ , comune a tutte le osservazioni, α_i , parametro associato all' i -esimo livello del fattore α , β_j , parametro associato al j -esimo livello del fattore β e di ε_{ij} , componente dell'errore casuale, relativa all'osservazione j -esima in corrispondenza dell' i -esimo fattore, con distribuzione gaussiana a media nulla e varianza σ^2 .

Si formulano due ipotesi:

H_0 , detta ipotesi nulla, che prevede $\mu_i = \mu$ per ogni i , ovvero $\alpha_i = 0$ e $\beta_j = 0$;

H_1 , che equivale ad affermare che almeno uno dei fattori in un livello è diverso a zero.

A questo punto, si deve costruire un'opportuna statistica t e una regione di rigetto per H_0 associata a tale statistica.

Attraverso alcuni passaggi matematici, si giunge alla conclusione che la variabilità totale è data dalla seguente relazione:

$$\Sigma_t = \Sigma_e + b\Sigma_f + n\Sigma_b \quad (2)$$

ciò esprime che la somma dei quadrati degli $n \times b$ scarti, rispetto alla media globale, è pari alla somma, (Σ_e) , degli $n \times b$ scarti quadratici rispetto alle medie parziali più b volte la somma (Σ_f) degli n scarti quadratici imputabili agli n livelli del piano sperimentale, più infine la somma (Σ_b) degli b scarti quadratici imputabili ai b blocchi.

Introducendo il rapporto tra gli scarti quadratici medi del singolo fattore e quelli dell'errore, si definisce una funzione Z , detta di Fisher:

$$Z^* = \frac{b \Sigma_f / (n-1)}{\Sigma_e / [n(b-1)]} \quad (3)$$

Il denominatore di questo rapporto è sempre uno stimatore corretto di σ^2 , mentre il numeratore lo è solo se il fattore non ha effetto. Viceversa se il fattore è significativo, il suo s.q.m. tende a sovrastimare il valore σ^2 per cui ci aspettiamo un valore del rapporto maggiore dell'unità.

In pratica se la variabilità introdotta da un fattore è dello stesso ordine di grandezza di quella introdotta dall'errore, l'ipotesi H_0 , di inefficacia, può essere accettata e quindi si conclude che il suddetto fattore non ha effetto sulla variabile in esame. In caso contrario se la variabilità introdotta dal fattore è molto maggiore di quella dell'errore si rigetta l'ipotesi H_0 , con un alto livello di significatività, e quindi se ne deduce l'influenza.

Il piano degli esperimenti è un piano a due fattori:

Per ω i livelli sono: 1000, 1600 [RPM];

Per a i livelli sono: 230, 325, 460 [mm/min].

Il piano è stato completamente casualizzato per garantire la s-indipendenza.

I risultati dedotti dall'analisi della varianza relativi ad R_m ed R_p sono riportati nelle tabelle 9.2, 9.3

R_m

	DF	SumOfSq	MeanSq	FRatio	PValue
ω	1	$3.40 \cdot 10^7$	$3.41 \cdot 10^7$	0.987	0.340
a	2	$6.92 \cdot 10^7$	$3.46 \cdot 10^7$	1.001	0.396
$a - \omega$	2	$6.93 \cdot 10^7$	$3.46 \cdot 10^7$	1.002	0.396
Error	12	$4.15 \cdot 10^8$	$3.45 \cdot 10^7$		
Total	17	$5.87 \cdot 10^8$			

Tabella 9.2 – Quadro riassuntivo ANOVA

Livello di significatività a cui può essere rigettata l'ipotesi di inefficacia del fattore ω :
66.0 %

Livello di significatività a cui può essere rigettata l'ipotesi di inefficacia del fattore a :
60.4 %

Livello di significatività a cui può essere rigettata l'ipotesi di inefficacia dell'interazione

$a-\omega$: 60.4%

Da quanto detto segue che i fattori ω ed a , e loro interazione non hanno una spiccata influenza sul carico di rottura R_m . Dal diagramma 9.14 di R_m , in funzione di a , fissata la ω , si nota che a meno di un punto isolato, imputabile ad un difetto ben visibile macroscopicamente, le due spezzate si estendono in un range di valori alquanto ristretto.

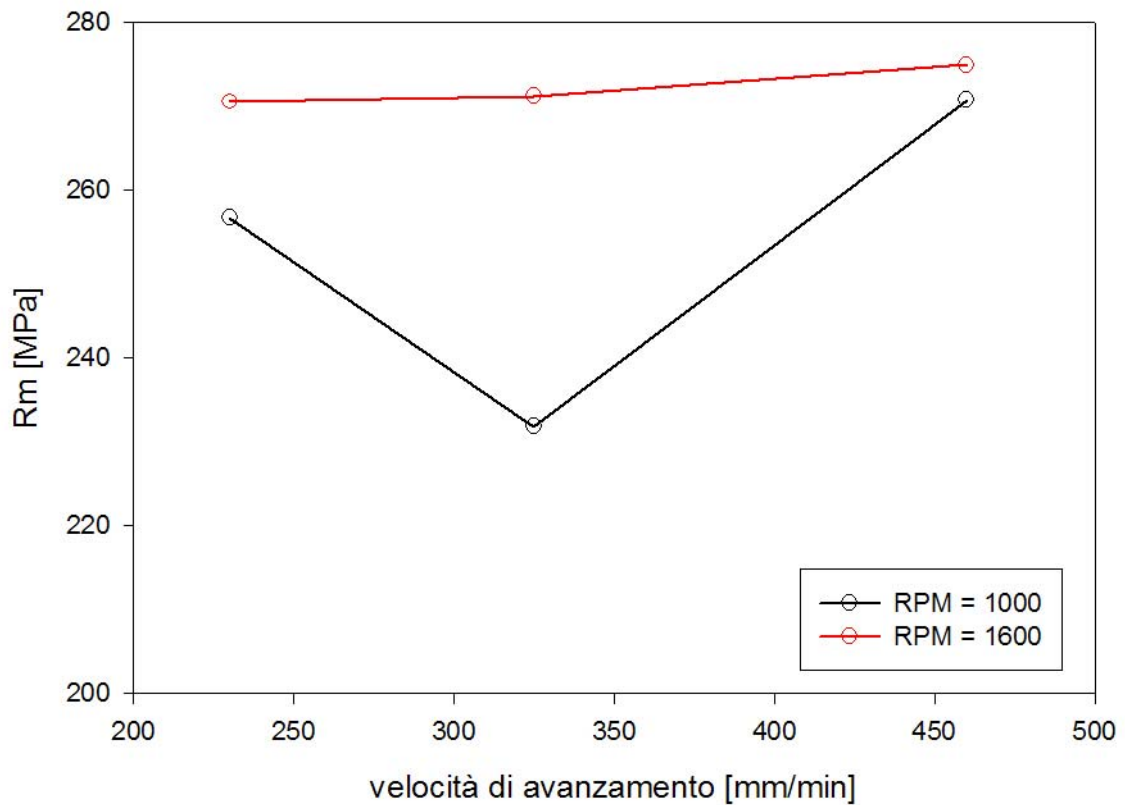


Figura 9.14 – Andamento di R_m

Rp

	DF	SumOfSq	MeanSq	Fratio	Pvalue
ω	1	1881.50	1881.50	11.46	0.0054
a	2	1419.70	708.85	4.32	0.039
a- ω	2	255.20	129.60	0.77	0.48
Error	12	1968.66	164.05		
Total	17	5523.07			

Tabella 9.3 – Quadro riassuntivo ANOVA

Livello di significatività a cui può essere rigettata l'ipotesi di inefficacia del fattore ω :

99.46 %

Livello di significatività a cui può essere rigettata l'ipotesi di inefficacia del fattore a :

96.10 %

Livello di significatività a cui può essere rigettata l'ipotesi di inefficacia dell'interazione

$a-\omega$: 52%

In questo caso si conclude che sia ω che a hanno una notevole influenza su Rp, cosa non vera per l'interazione $a-\omega$ come si evince dal diagramma seguente in cui è ben visibile il parallelismo tra le due curve.

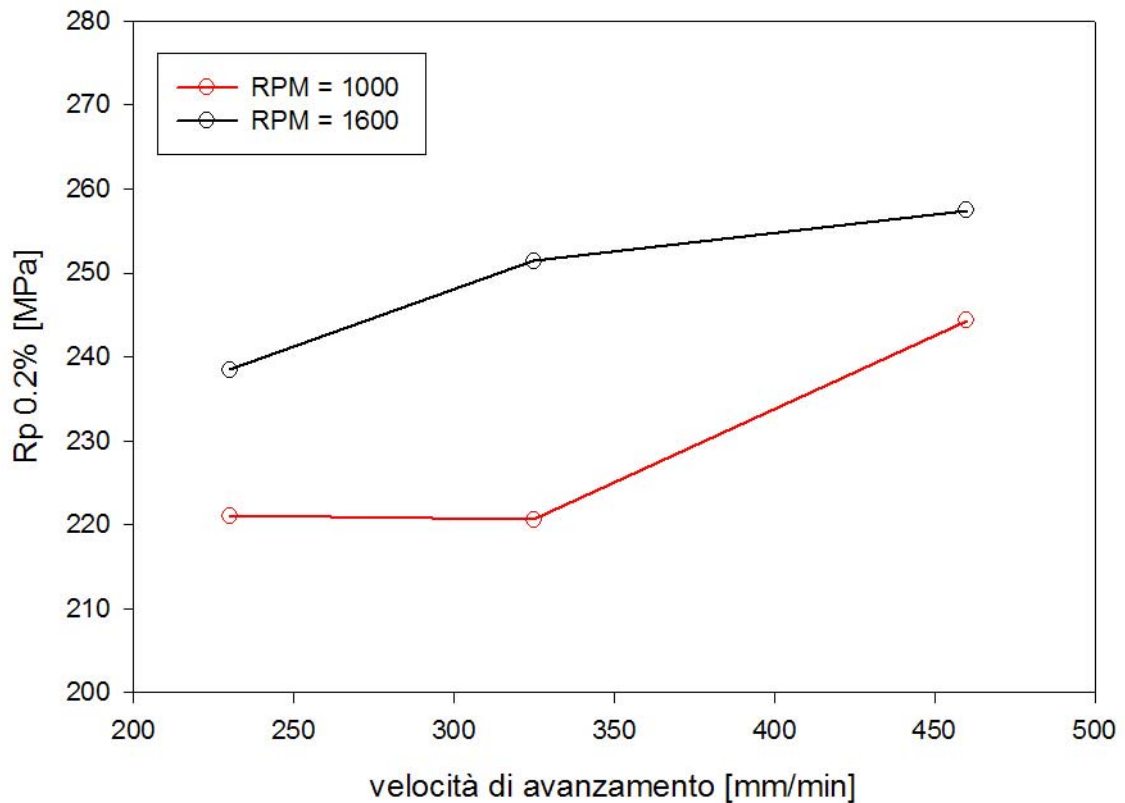


Figura 9.15 – Andamento di R_p

9.3. Prove di fatica

Per la costruzione delle curve S-N, l'esperienza acquisita dalla pratica tecnica ha suggerito di impostare un campo tensionale che oscilla tra i 200-100 MPa. Questa considerazione è frutto delle informazioni derivate dai risultati delle prove di trazione. Partendo dal carico unitario limite superiore di 200 MPa, ripetendo la prova almeno 2-3 volte a seconda del numero dei provini disponibili si determina la durata corrispondente. Si prosegue diminuendo la tensione di circa il 20-30% rispetto al valore precedente, allo scopo di ottenere presumibilmente una durata maggiore fino alla ricerca dell'asintoto orizzontale. Si costruiscono, in tal modo, le curve di Wöhler per ogni coppia di parametri utilizzati nel processo di saldatura.

Queste curve ci forniscono in prima approssimazione la resistenza a fatica in corrispondenza della durata prevista. Come già anticipato nel capitolo precedente le prove sono state eseguite con $R=0.1$, cioè vale a dire un rapporto tra il carico minimo e massimo pari al 10%. Tale parametro quindi sottolinea la presenza di un effetto di precarico, che va considerato dal momento che le curve di Wöhler convenzionalmente sono valide solo per un carico alterno-simmetrico.

Se consideriamo infatti applicato una volta un carico alterno-simmetrico ed un'altra volta un carico pulsante, a parità di ampiezza avremo una diversa durata: al crescere del precarico la durata si riduce e ciò è dimostrato dal fatto che se il precarico arriva ad UTS (R_m) il carico pulsante non è ammissibile in quanto il materiale si è già rotto. Ciò significa che non si riesce a compiere neanche un ciclo.

Partendo dal valore nullo dell'ampiezza fino ad arrivare ad un unico valore coincidente proprio con la resistenza a fatica S_N quando il precarico è zero (alterno simmetrico), esiste un campo di valori intermedio per cui a durata fissata l'ampiezza deve variare. Se si vuole avere sempre una determinata durata, all'aumentare del precarico deve diminuire l'ampiezza che diventa nulla per precarico pari ad UTS. Se ad esempio, aumentiamo N diminuirà S_N e avremo un punto più basso da cui partire sull'asse delle ordinate. Tali curve si ricavano sperimentalmente, ognuna parametrizzata in funzione di N . Quanto spiegato viene chiarito con l'ausilio del diagramma di Haigh-Soderberg approssimato con una retta passante per gli estremi della curva cioè $(UTS,0)$ e $(0,S_N)$ la cui equazione è la seguente:

$$S_N = S_a * \frac{UTS}{UTS - S_m}$$

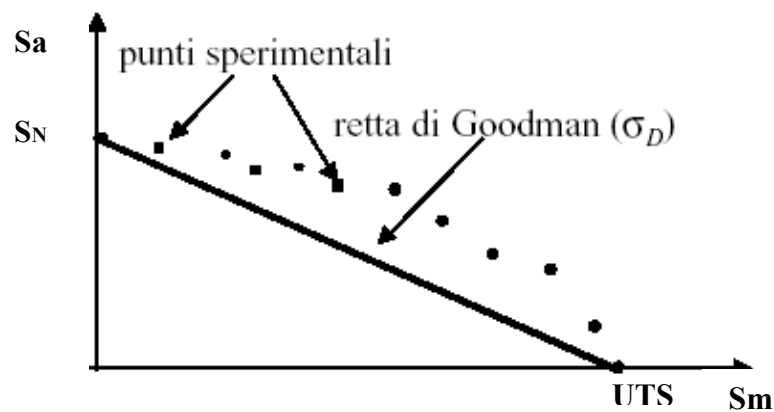


Figura 9.16 – Diagramma di Haigh-Soderberg

Tale equazione ci consente di passare da un carico pulsante ad un carico alterno simmetrico ($S_m=0$).

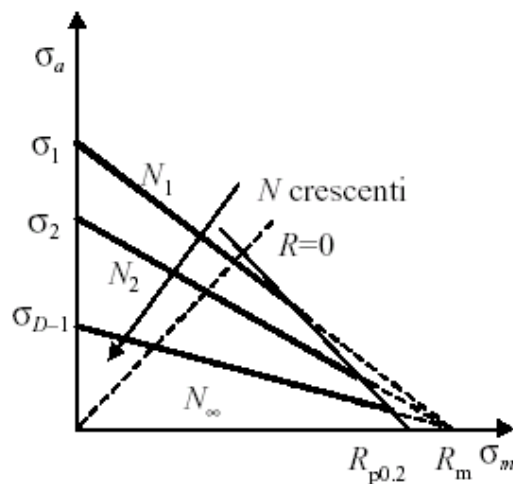
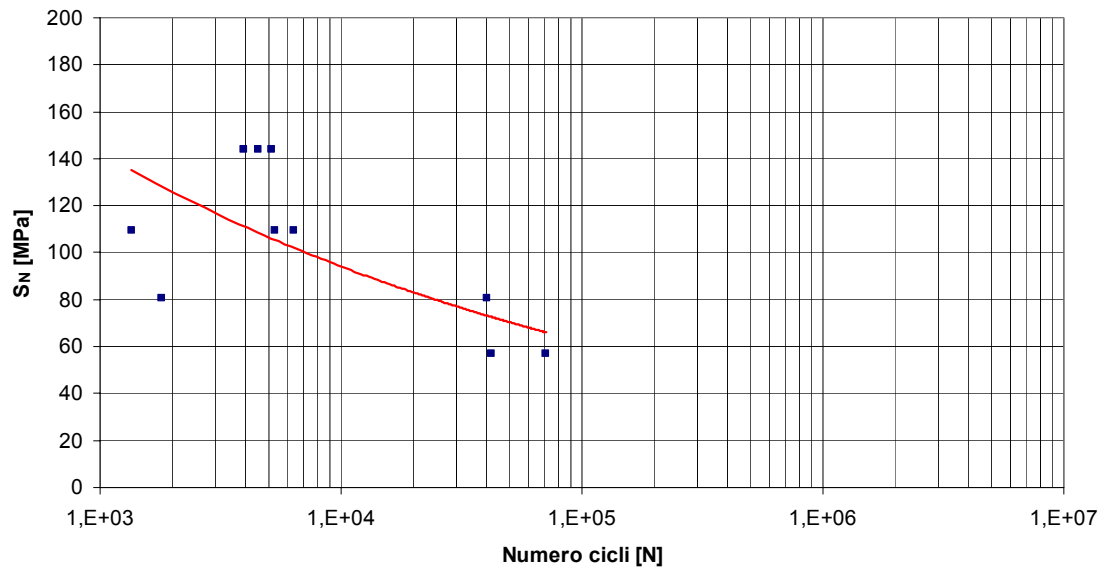


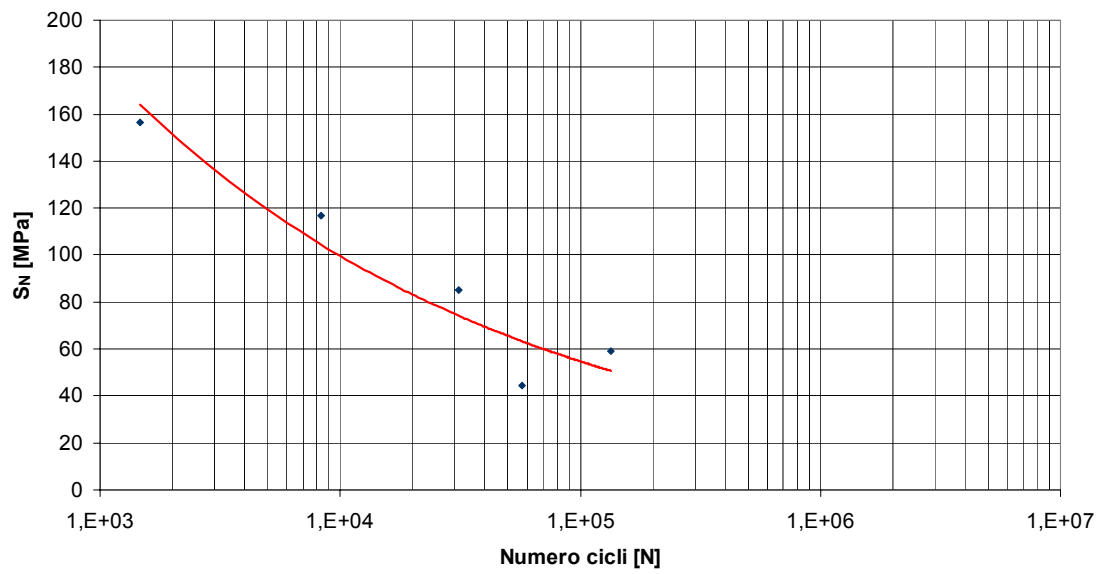
Figura 9.17 – Diagramma di Haigh-Soderberg in funzione di N

Seguendo la procedura sperimentale sopra descritta si sono ottenuti i seguenti diagrammi S-N:

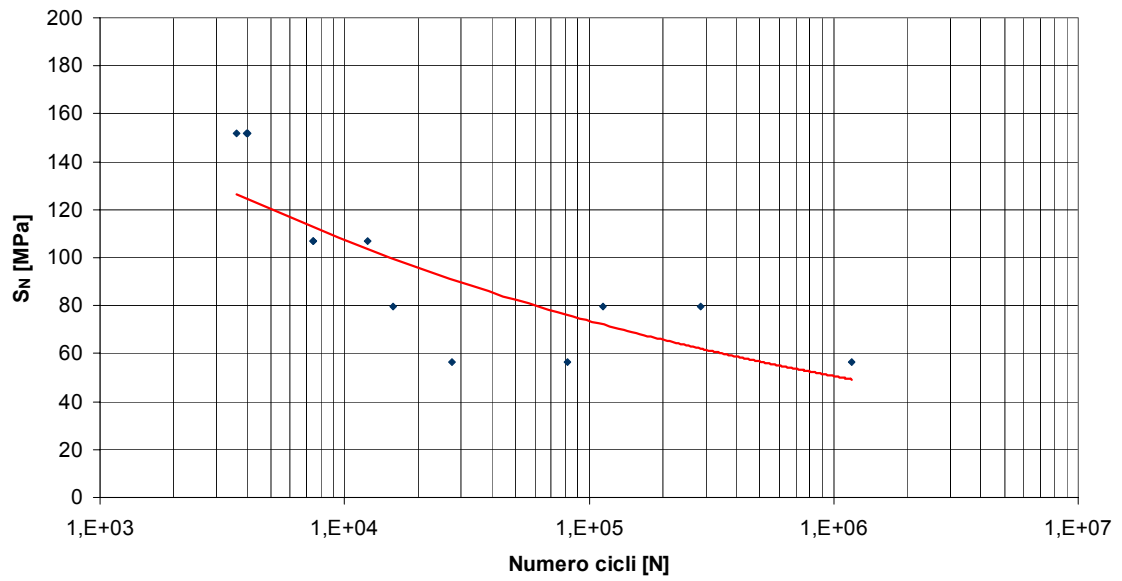
S-N I 1



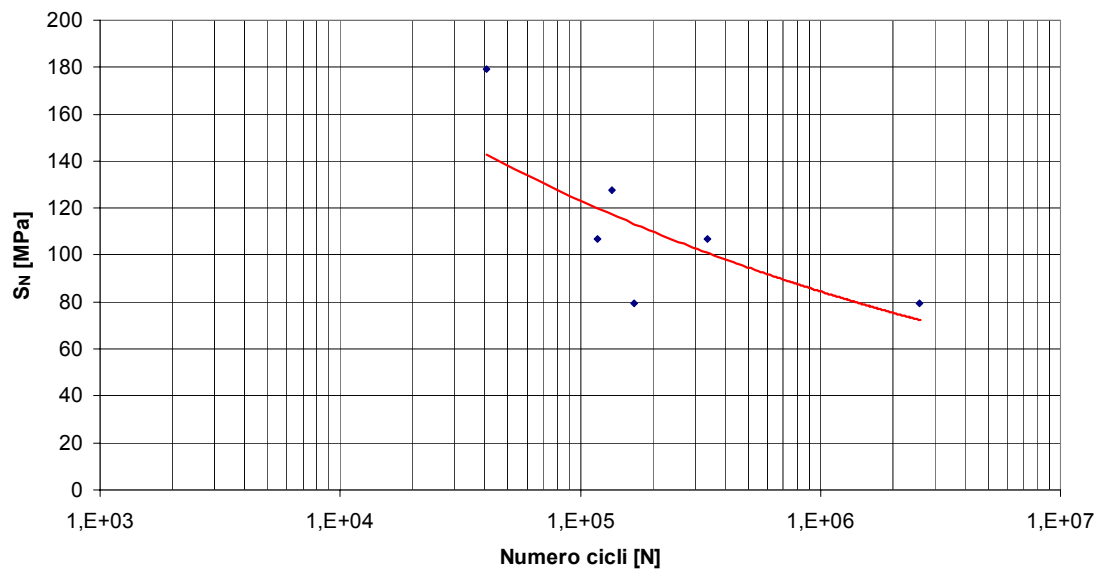
S-N I 2

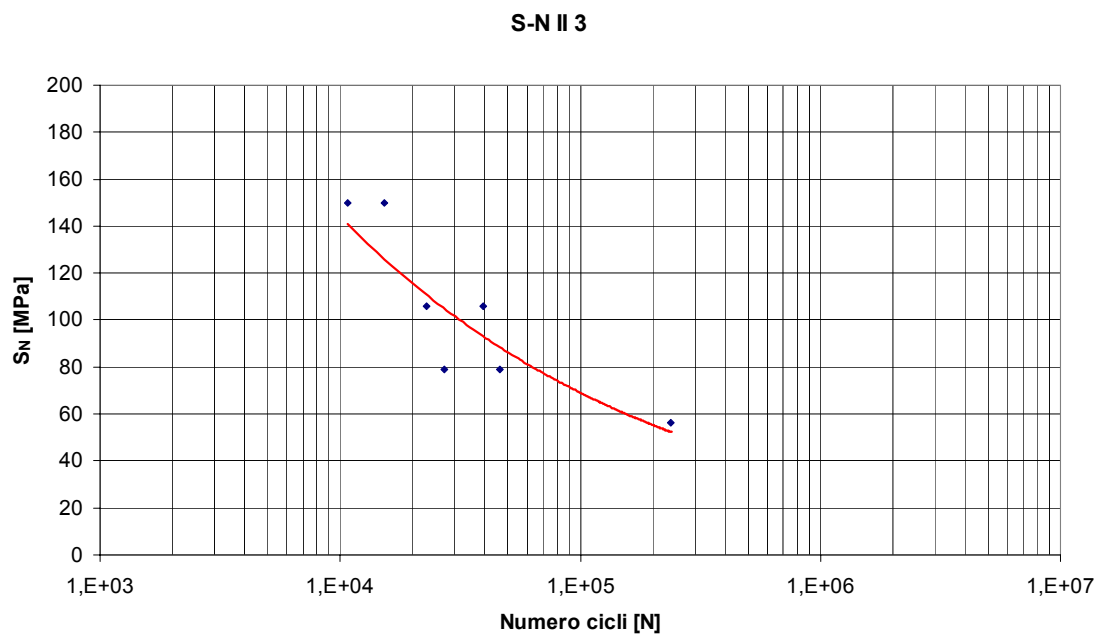
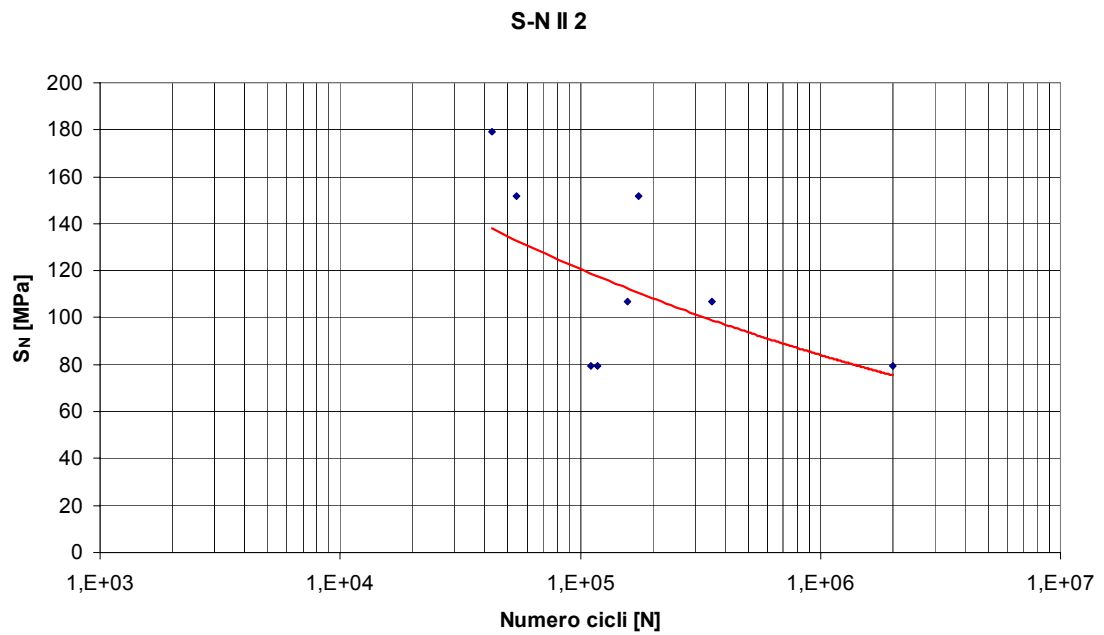


S-N I 3



S-N II 1





Le prime osservazioni che si possono desumere dai risultati ottenuti risiedono in una evidente differenza tra i set di provini aventi diverse velocità di rotazione: 1000 e 1600 giri/min.

Le durate maggiori a parità di carico sono decisamente a favore dei giunti con 1600 giri/min. Inoltre ciò che sembra trasparire nell'ambito della famiglia caratterizzata da 1600 giri/min, è una riduzione della durata, fissato il carico, all'aumentare della velocità di avanzamento.

Questa tendenza non emerge nella famiglia dei giunti con 1000 giri/min, il cui aumento della durata segue la crescita della velocità di avanzamento ma nel complesso si conferma essere più "debole" per numero di cicli compiuti. Motivo di tale comportamento è da attribuirsi alla presenza di difetti, di cui si parlerà nel paragrafo seguente.

Riportiamo infine (fig. 9.18) l'efficienza dei migliori giunti FSW ottenuti rispetto al materiale base 6056 T78: il risultato è pari circa al 50%, che è relativamente accettabile considerata la presenza di un elevato numero di difetti come descritto nel capitolo precedente.

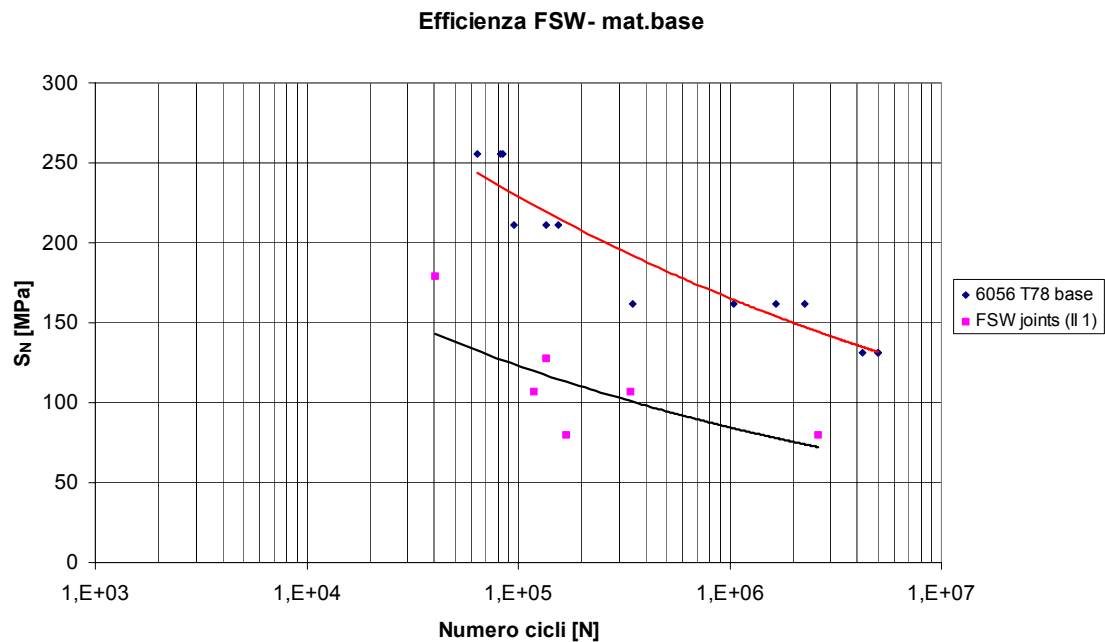


Figura 9.18 – Confronto giunti FSW con il materiale base

9.4. Indagine al microscopio

Al fine di fornire un quadro delle variazioni strutturali subite dal metallo, durante la saldatura, si riportano di seguito le immagini relative alle sezioni ortogonali alla linea di giunzione. Tali immagini, ottenute con l'ausilio di un microscopio ottico descritto nel capitolo precedente, evidenziano chiaramente le differenti zone tipiche del cordone FSW: per ciascuna di esse è possibile identificare una specifica struttura cristallina, associabile all'effetto termomeccanico che il processo di giunzione sortisce sulla lega.

In particolare sono stati esaminati i due provini che hanno dato rispettivamente risultati migliori e peggiori nelle prove di trazione: tra le zone cristalline omologhe dei due campioni non si apprezzano evidenti differenze, eccetto che per la loro estensione.

Procediamo con una panoramica descrittiva che si estende tra le due estremità del materiale tal quale, coinvolgendo il cordone di saldatura.

Dalla figura 9.19 si nota che il metallo base presenta grani allungati, di forma lamellare, orientati nella direzione di laminazione delle piastre giuntate.

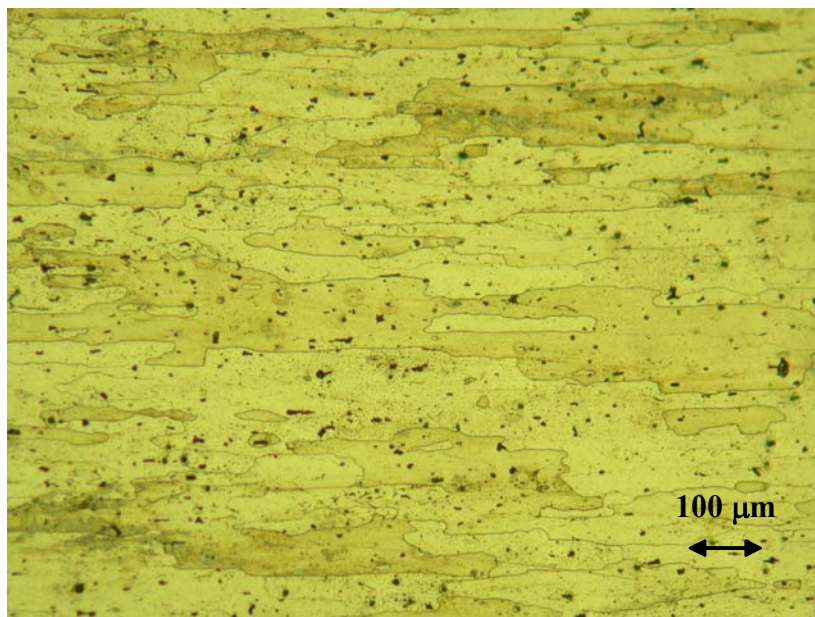


Figura 9.19 – Zona metallo base

Segue la *ZTA* in cui i grani conservano la forma allungata del metallo base; non vi è una vera e propria variazione microstrutturale in quanto la temperatura raggiunta in tale regione non è sufficiente per una ricristallizzazione (fig.9.20).

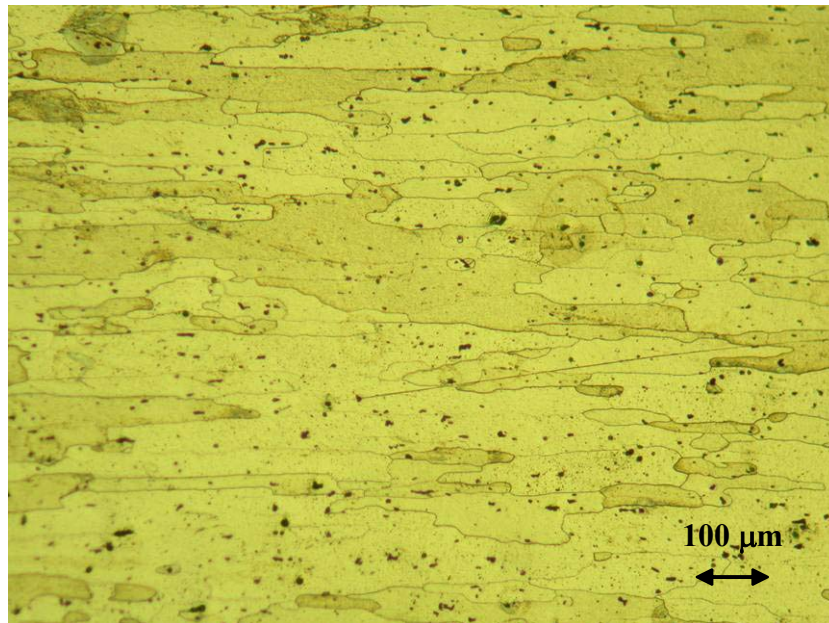


Figura 9.20 – Zona Termicamente Alterata

Da un esame comparativo tra le figure precedenti, si evince visivamente una maggiore densità di punti scuri, tracce di precipitati, nella zona del metallo base. Tali precipitati, disciolti nella matrice metallica, probabilmente si disperdono maggiormente nella zona termicamente alterata, per effetto del calore apportato.

Nella foto in figura 9.21 è interessante notare il passaggio dalla *ZTMA*, nella quale i grani, sono sottoposti ad uno stiramento, curvandosi fino a frantumarsi finemente nella *NG*.

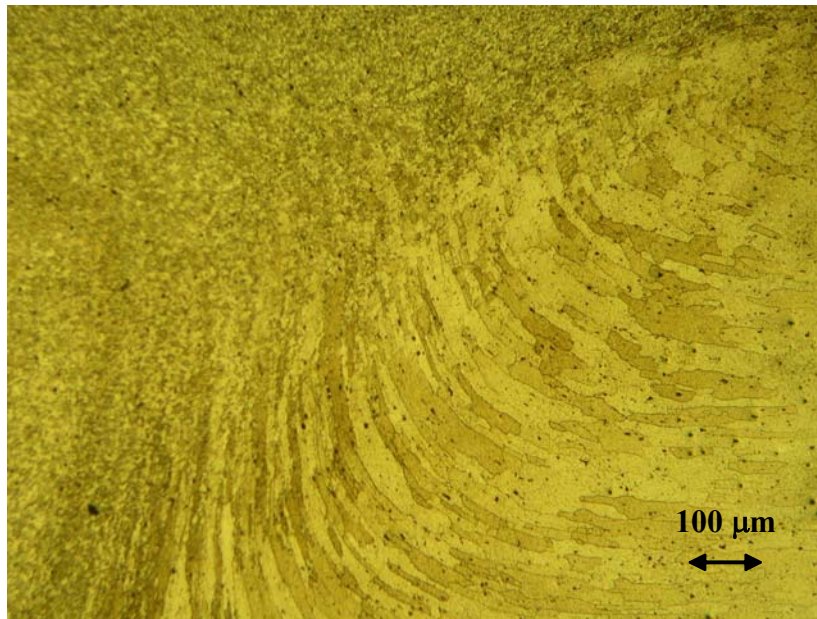


Figura 9.21– Zona di transizione NG - ZTMA

Esaminando un ingrandimento a 20x della zona di transizione (fig.9.22) è evidente la differente dimensione dei grani che può raggiungere anche un rapporto di 1:100. A conferma di tale dato, presente in letteratura, è stata effettuata una misura dell'area della sezione dei grani, rispettivamente nelle due zone. Mediante l'utilizzo dello strumento di ispezione del software AUTOCAD, si è potuto apprezzare l'estensione di una singola sezione di grano, racchiudendola in una poligonale.

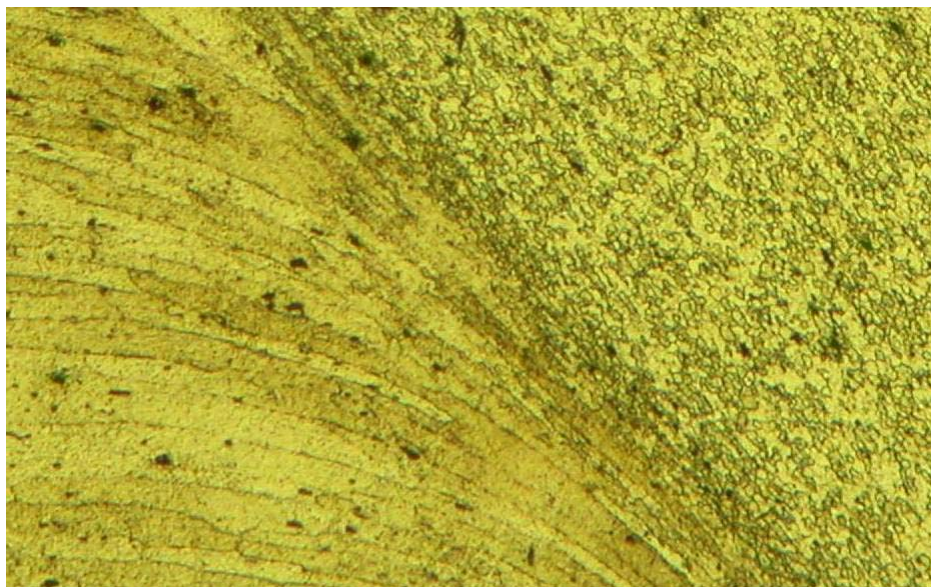
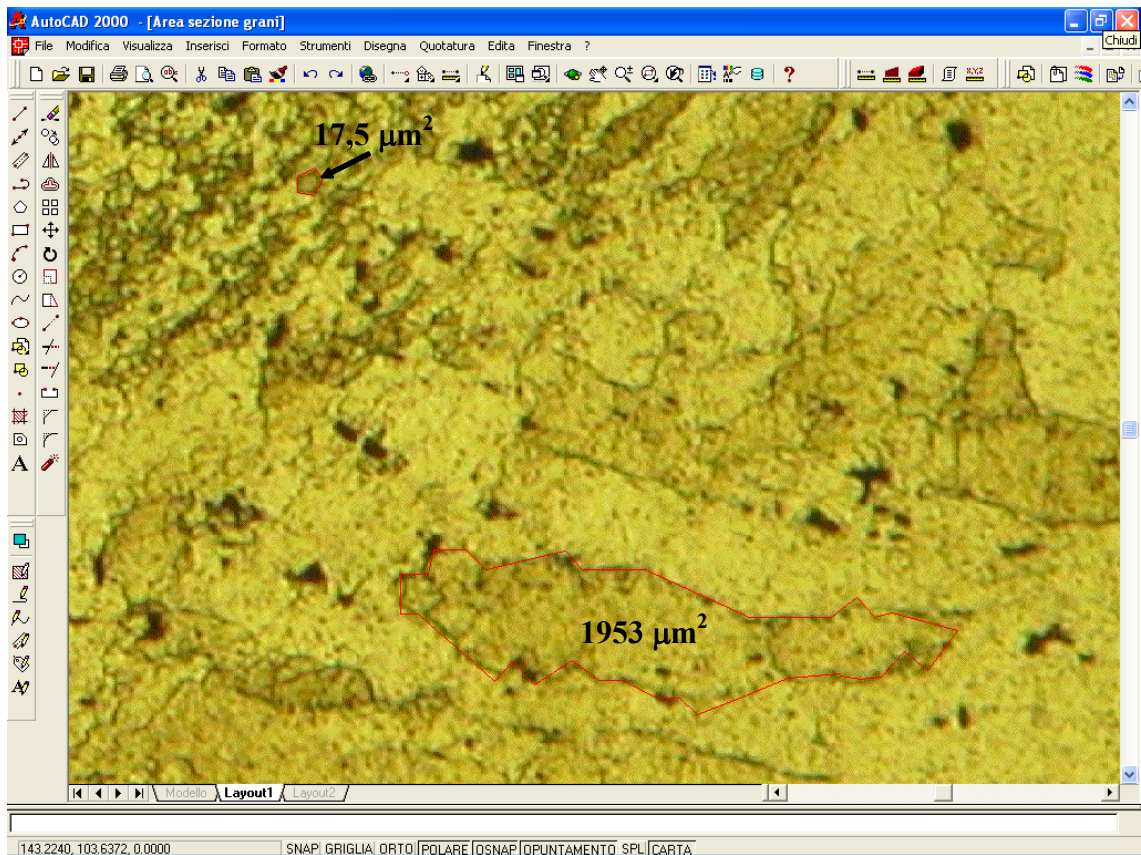


Figura 9.22 – Dettaglio Zona di transizione NG - ZTMA



Un dettaglio della NG viene presentato in fig.9.23 per mettere in risalto la fine granulometria: l'effetto della frantumazione associata all'azione meccanica dell'utensile sostituisce totalmente la struttura granulare originale con piccoli grani equiassici ricristallizzati. Tale meccanismo permette di recuperare parzialmente le proprietà meccaniche, conferite alla lega dal trattamento termico. E' immediato notare che la parte sottostante alla NG, limitata a deformarsi plasticamente dalla piastra di sostegno, e non interessata direttamente dal passaggio dell'utensile, sia costituita da grani sviluppatasi in direzione orizzontale.

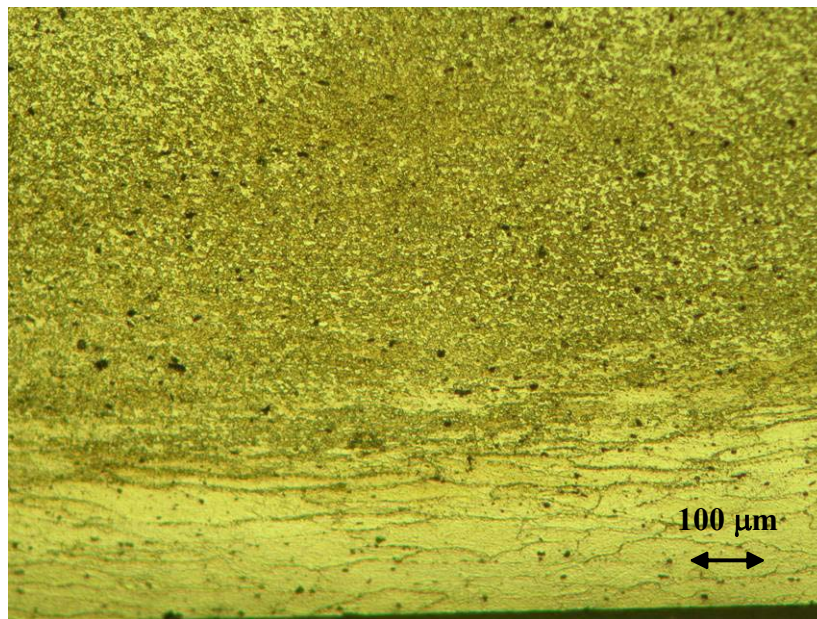


Figura 9.23 – Dettaglio Nugget Zone

Il cuore della NG è caratterizzata dalla presenza di *onion rings* (fig.9.24), una serie anelli concentrici, questa volta più visibili rispetto ai giunti realizzati nella precedente ricerca. Tale evidenza è imputabile probabilmente alla filettatura dell'utensile, che esalta il fenomeno, e alla scelta dei nuovi parametri di processo: maggiori velocità di avanzamento e di rotazione.

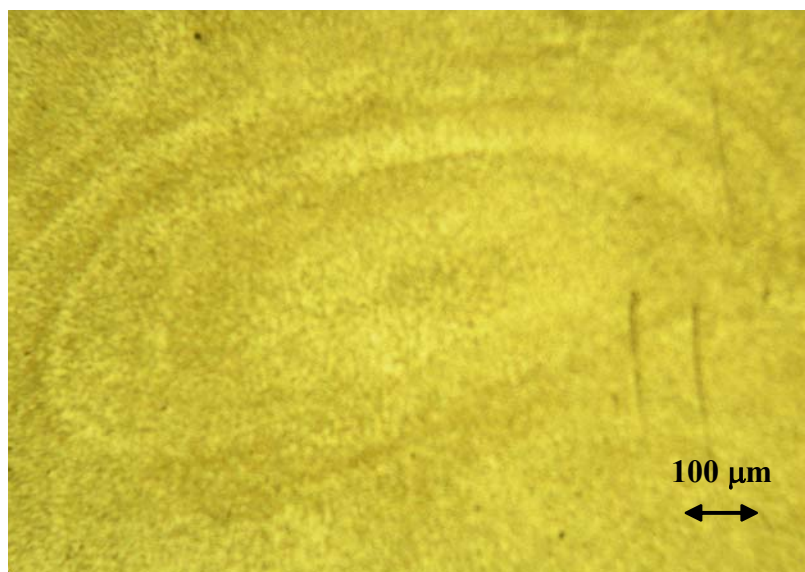


Figura 9.24 – Onion Rings

In figura successiva 9.25 riportiamo la *flow arm*, in cui è ben visibile la serie di onde periodiche, segno dell'azione di strisciamento dell'utensile. Anche tale regione risente dell'effetto di ricristallizzazione, ma in misura minore, quindi la popolazione dei grani appare meno densa.

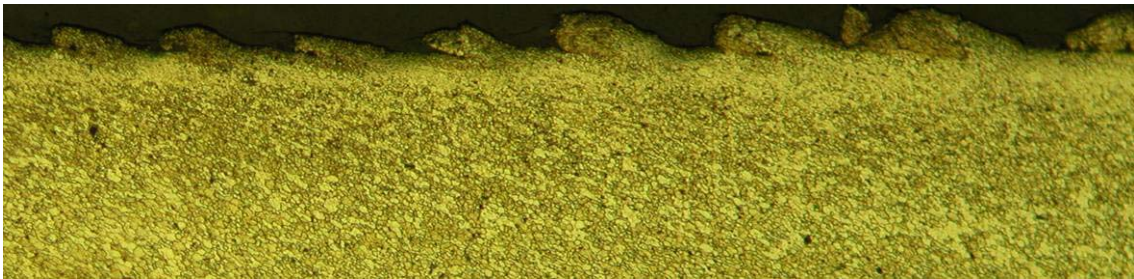


Figura 9.25 – Dettaglio della superficie superiore del Flow Arm

Dall'indagine al microscopio, si è potuto riscontrare anche la presenza di alcuni difetti tipici di tale tecnologia di giunzione.

E' opportuno descrivere i principali difetti specificando l'influenza che essi hanno avuto sulle prestazioni dei giunti.

La nostra attenzione si è soffermata in particolare su un difetto longitudinale di sezione irregolare, detto *tunnel*, una cavità che si ripete per tutta la lunghezza del giunto. La formazione del tunnel si è rivelata molto pericolosa, al punto tale da pilotare l'esito di alcune prove sia statiche che dinamiche. La sua nascita è da attribuirsi probabilmente durante il transitorio iniziale, ad un'eventuale cavità o qualsiasi altra discontinuità presente, che non riempita dal flusso di materiale rammollito, avanza di conseguenza per involuppo ad ogni giro dell'utensile fino ad interessare l'intera lunghezza del giunto.

A convalidare tale ipotesi è l'esperienza acquisita durante lo studio, poiché se il tunnel c'è inizialmente lo ritroveremo anche alla fine del processo di giunzione; ciò sembra essere comunque una condizione necessaria ma non sufficiente.

Altre ipotesi relative alla formazione di tale difetto potrebbero essere ricercate nella “*fluidodinamica*” del processo:

- il gradiente tensionale che si genera lungo il profilo della spina a causa della sua conicità;
- il repentino passaggio tra il materiale a contatto con lo spigolo inferiore della spina e quello sottostante, genera delle notevoli variazioni nel campo delle velocità ;
- il tilt crea un'inclinazione tra la superficie dello spallamento e quella superiore della giunto, quindi il vuoto insinuato nell'angolo solido tra i due piani potrebbe essere riversato verso il basso per l'effetto coclea. Tale effetto, connesso con la filettatura della spina, amplifica il fenomeno risultato non così evidente con l'utilizzo di utensili monolitici lisci.

La fig.9.26 mostra a titolo di esempio, il tunnel di un provino BI2 che ha compromesso le prove di fatica, riducendone drasticamente la durata.

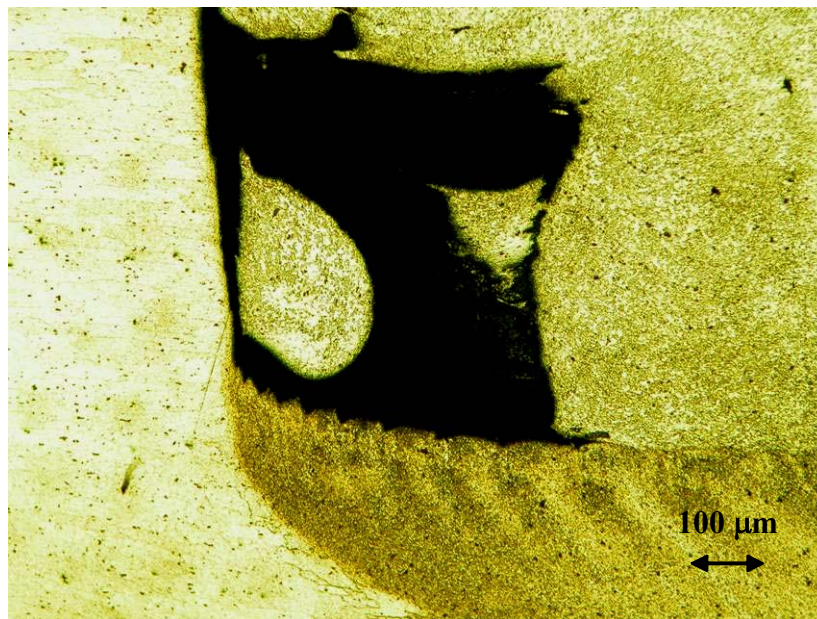


Figura 9.26 – Esempio di Tunnel

Nella stessa figura è possibile osservare anche un altro tipo di difetto, detto *Kissing bond*, in cui il giunto presenta piena continuità metallica ma, all'interno di un piccolissimo strato non vi è un vero e proprio legame metallico, una sorta di incollatura di due superfici che si baciano. Si osserva inoltre una contrapposizione di diversi flussi di materiale identificati da colori chiari e scuri lungo la linea di separazione (fig.9.27).

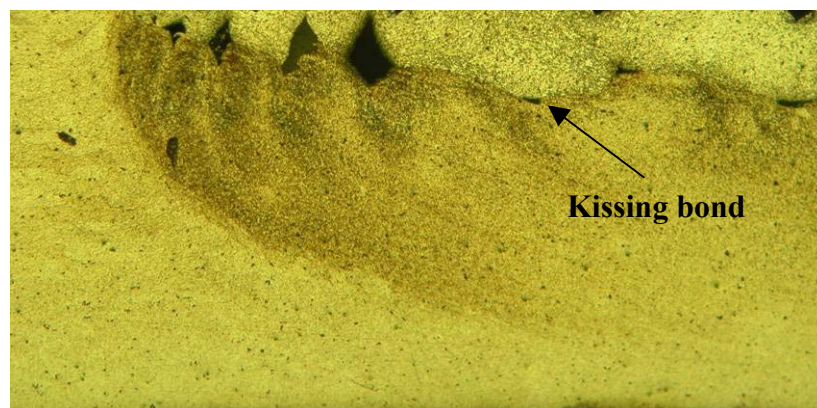


Figura 9.27 – Esempio di Kissing bond

9.5. Analisi superfici di frattura

Per avere informazioni più dettagliate sul comportamento e tipo di rottura dei diversi provini, ne è stata osservata anche la superficie di frattura.

Sono stati scelti due provini, il migliore e il peggiore delle prove di trazione e di fatica.

In sequenza si riportano le osservazioni allo stereomicroscopio, corredate da quelle al SEM.



Figura 9.28 – Superficie di frattura del provino CI2 allo stereomicroscopio

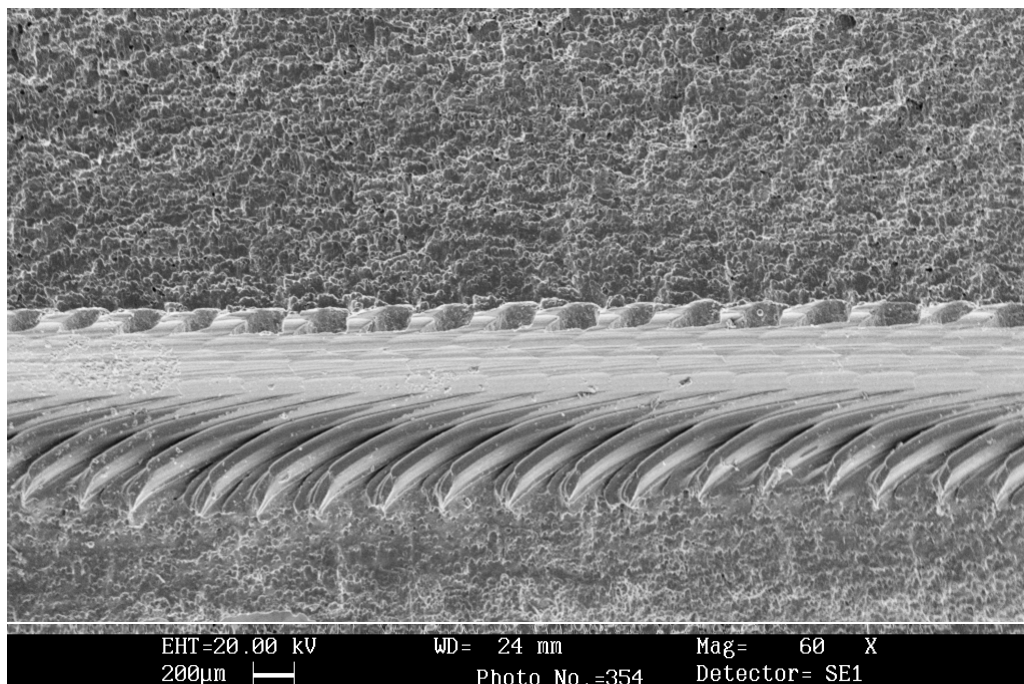


Figura 9.29 – Dettaglio tunnel esaminato al SEM

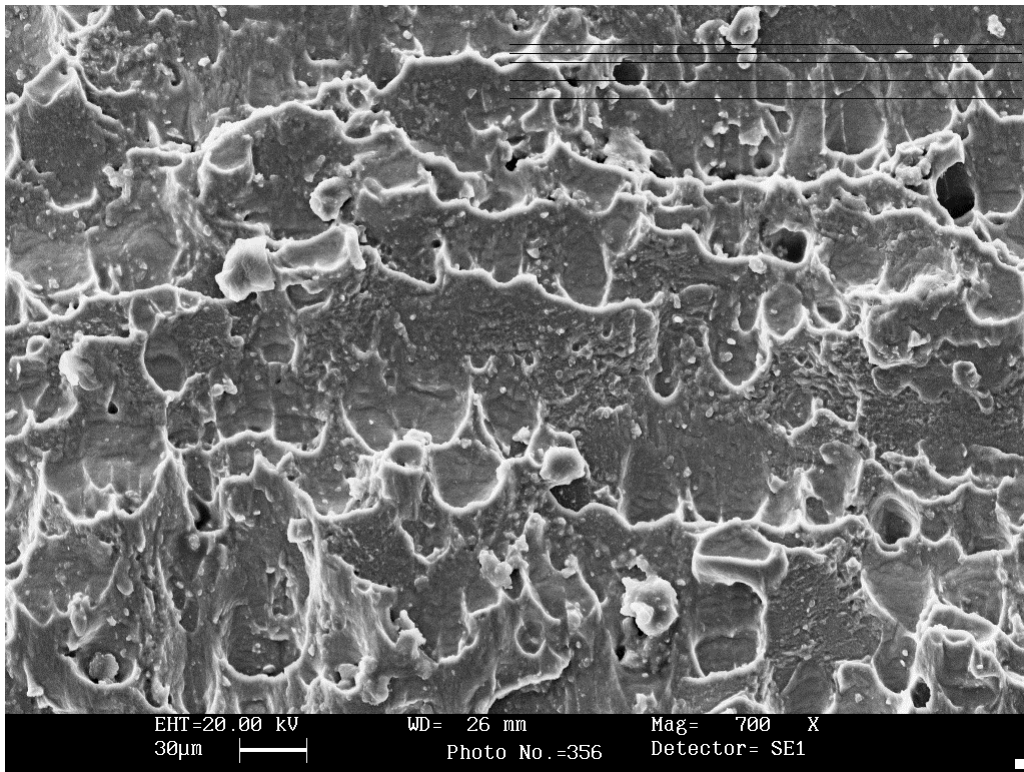


Figura 9.30 – Micrografia del provino CI2 al SEM

Le figure 9.28-9.30, si riferiscono alla superficie del provino *CI2*, testato in campo statico. Nella prima di queste è interessante notare che, nonostante la presenza del tunnel, la saldatura è comunque passante, la giunzione, cioè, continua al di sotto del difetto. Si osserva inoltre la traccia lasciata dalla filettatura nel tunnel, onde, il cui passo periodicamente coincide con quello delle bande in superficie dovute allo spallamento.

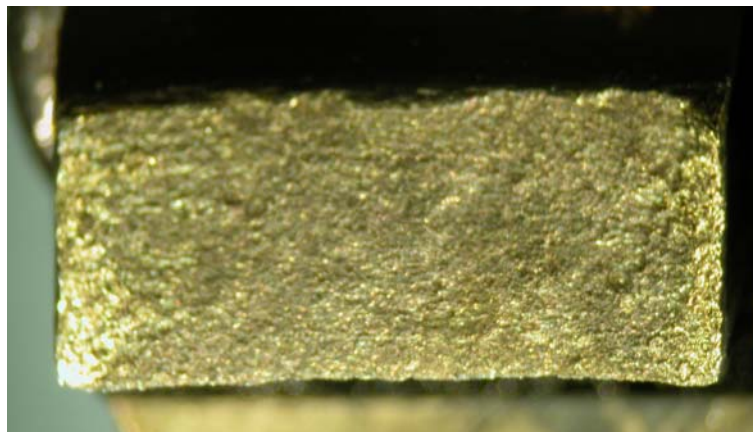


Figura 9.31– Superficie di frattura del provino CII3 allo stereomicroscopio

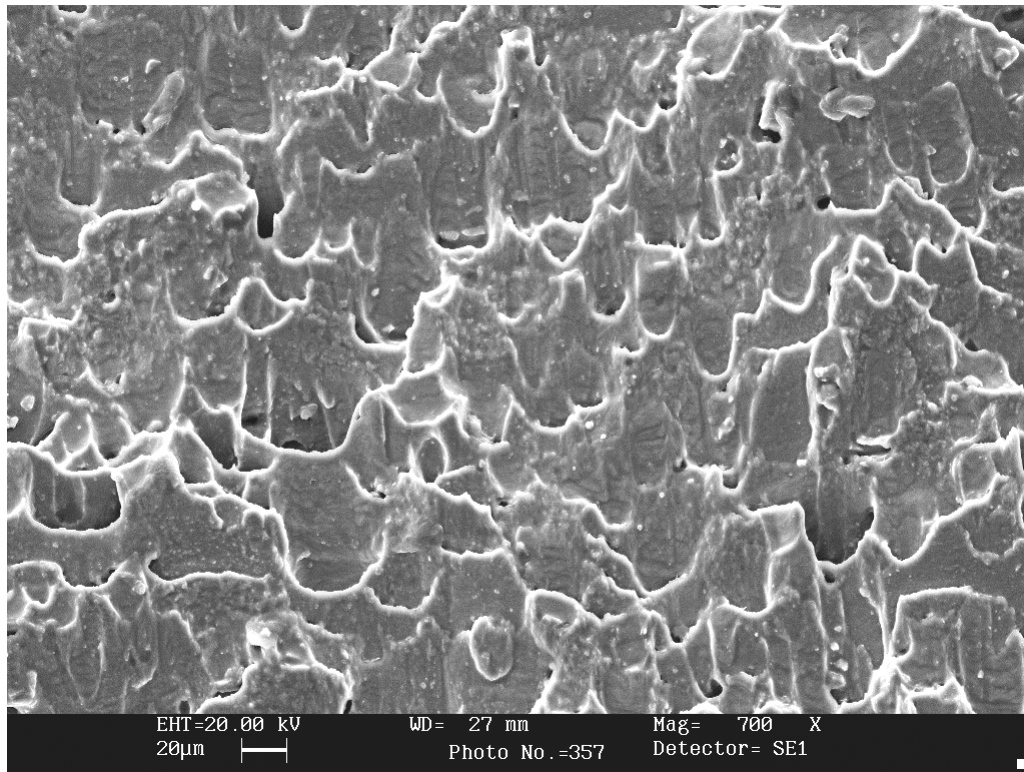


Figura 9.32 – Micrografia del provino CII3 al SEM

Dall'analisi di queste micrografie è importante notare la forte somiglianza delle superfici di frattura a dimostrazione del fatto che il meccanismo che ha portato alla rottura è probabilmente lo stesso. In particolare per il provino CII3 la rottura è di tipo duttile infatti si può notare l'insorgere di cavità semisferiche (dimples = cupola) tipiche di una rottura duttile che è seguita ad una forte strizione ed ad un apprezzabile allungamento. Durante il processo che porta alla rottura si generano dei microvuoti che all'aumentare del carico coalescono fino a formare cricche che si collocano approssimativamente a metà delle cavità stesse. In questo modo i vuoti vengono ad essere divisi equamente tra le due superfici di rottura, prendendo la configurazione mostrata in figura e denominata, appunto, "dimples".

La nascita e l'accrescimento dei dimples si comprendono meglio se si considera lo stato tensionale triassiale che accompagna il fenomeno di strizione: tale condizione

assimilabile ad uno stato idrostatico di depressione, favorisce, a partire da un qualsiasi difetto, la nucleazione e l'accrescimento della suddetta cavità sferica, che ritroviamo sottoforma di dimple sulla superficie di frattura.

L'esame dei dimples, della loro forma e della loro dimensione è fondamentale nello studio di una rottura in quanto queste sono grandezze dalle quali è possibile risalire all'entità e alla direzione delle sollecitazioni che hanno portato alla rottura.

Le figure successive si riferiscono a superfici di frattura di provini testati a fatica.

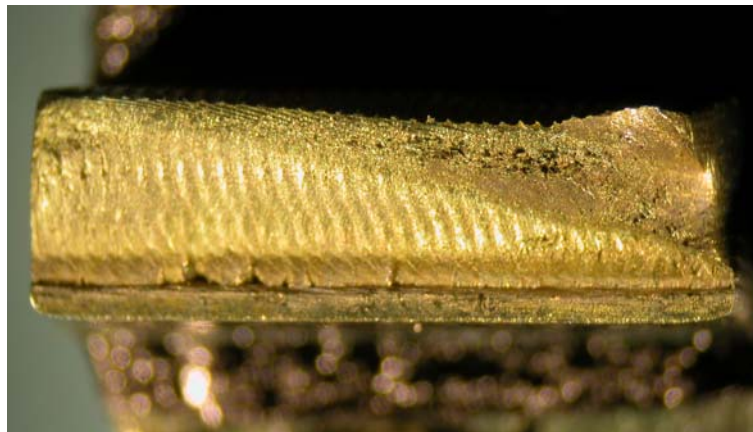


Figura 9.33 – Superficie di frattura del provino AI2 allo stereomicroscopio

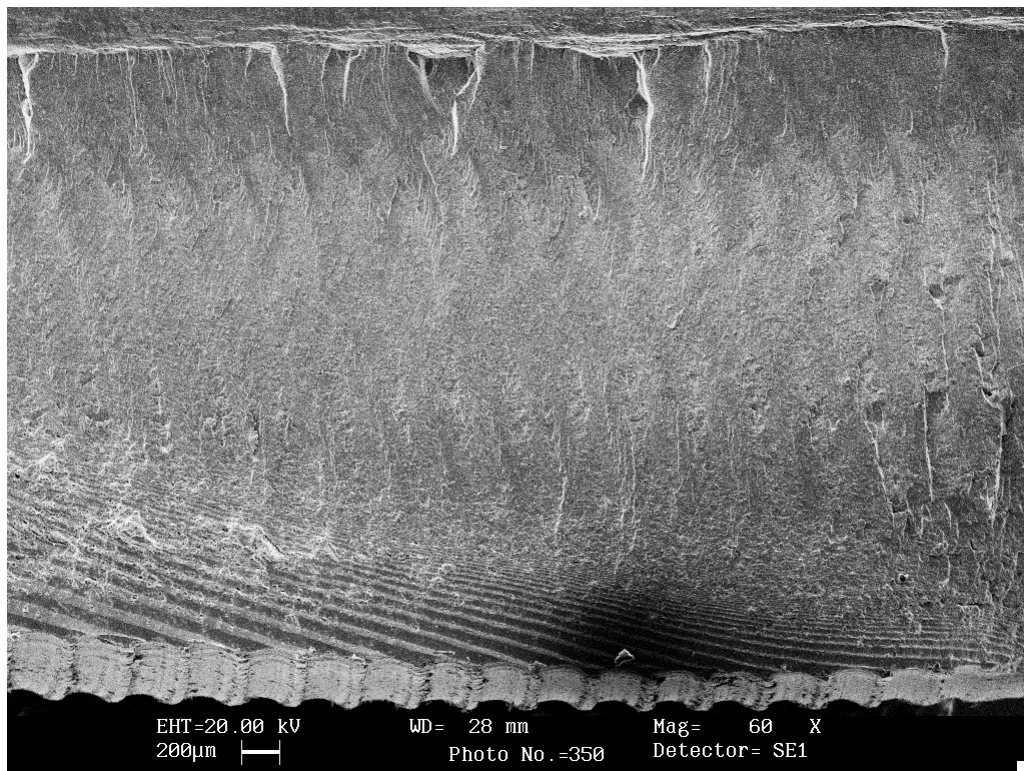


Figura 9.34 – Dettaglio striature sul provino AI2

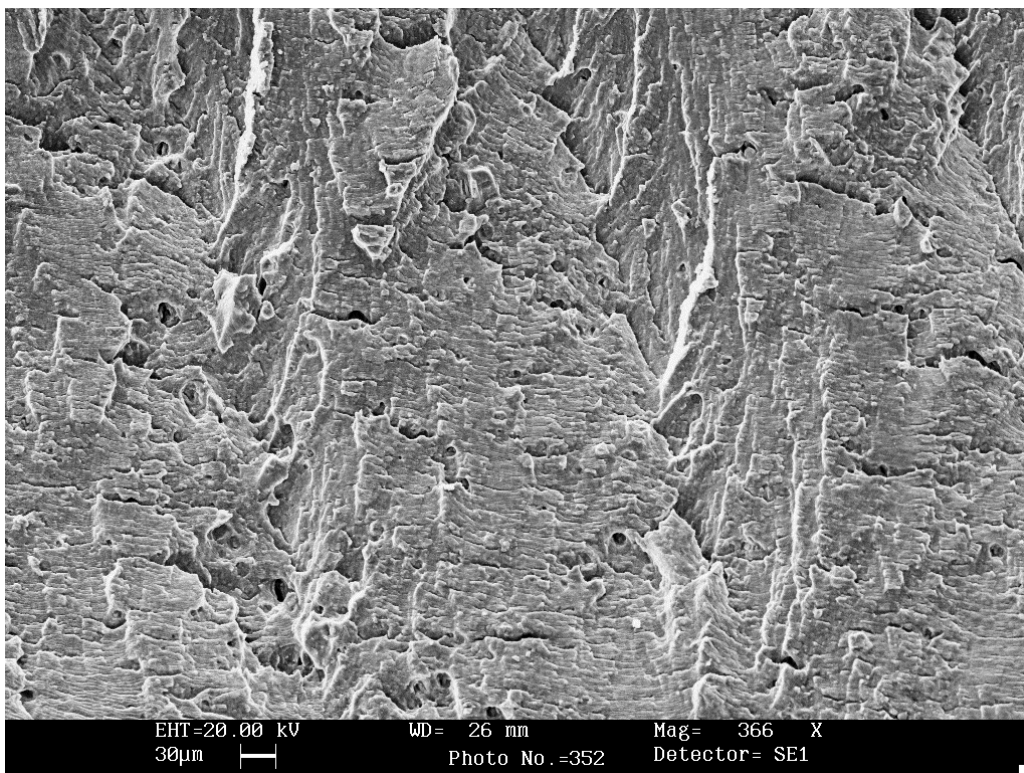


Figura 9.35 – Dettaglio zona fragile sul provino AI2

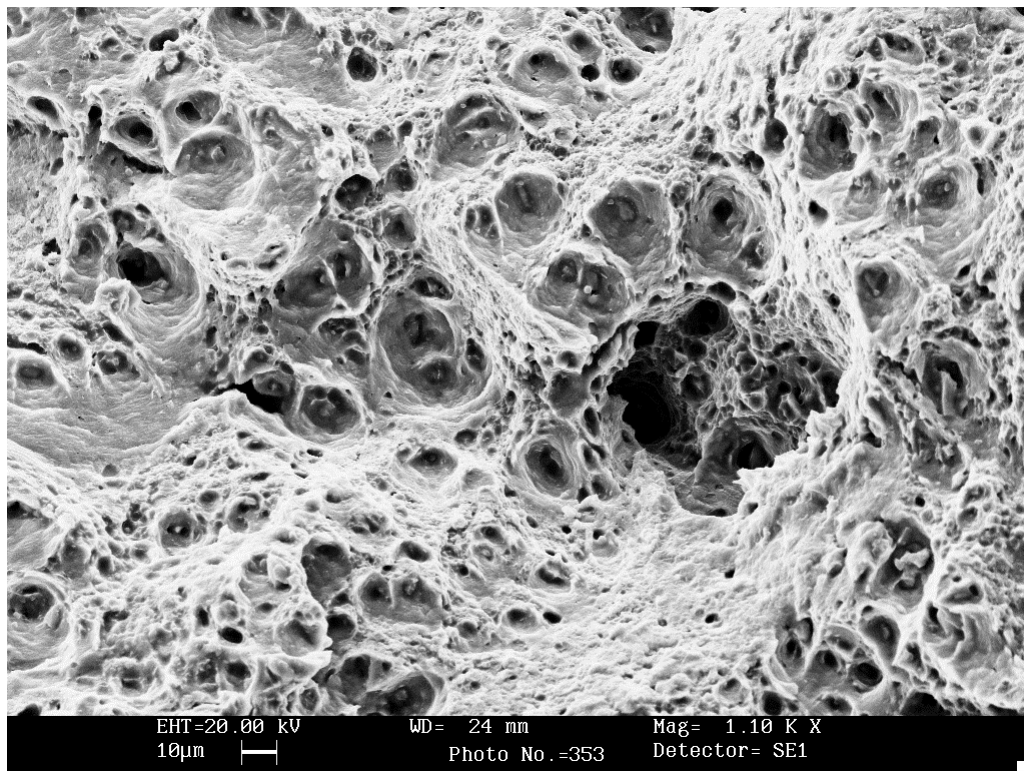


Figura 9.36 – Dettaglio zona duttile sul provino AI2

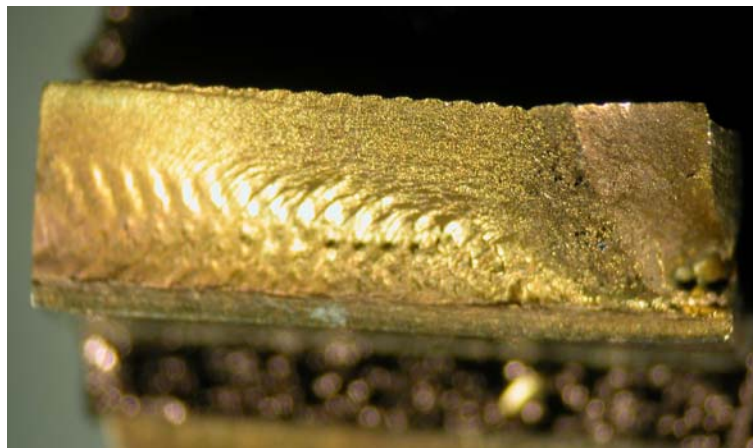


Figura 9.37 – Superficie di frattura del provino AI3 allo stereomicroscopio

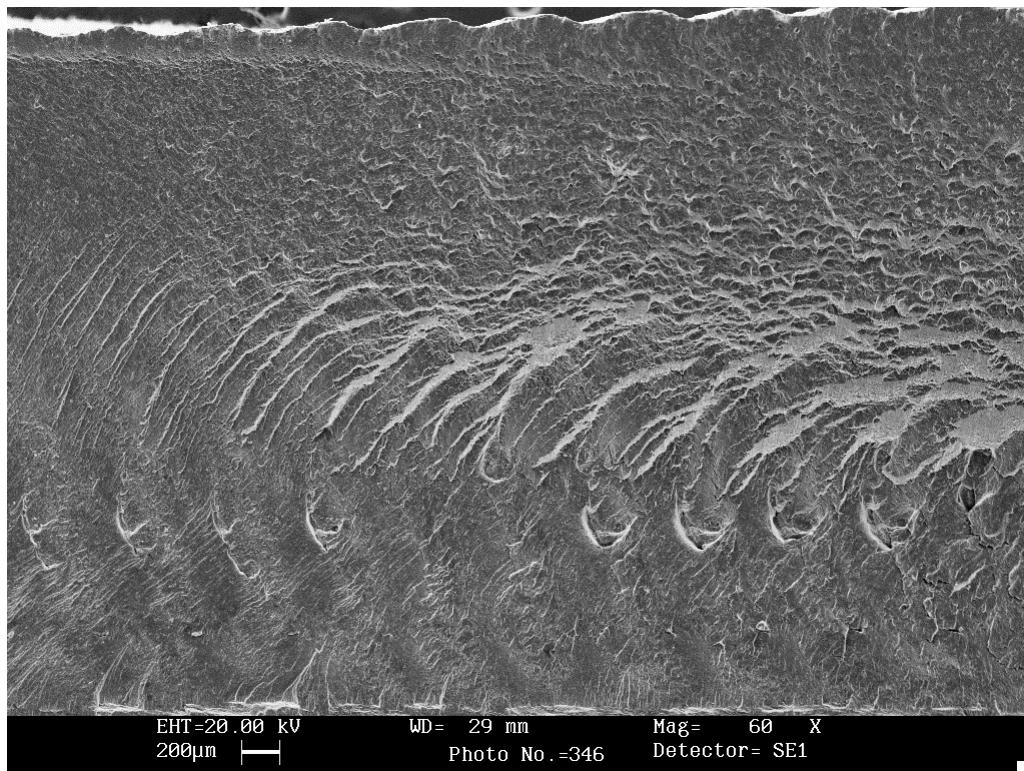


Figura 9.38 – Dettaglio striature sul provino AI3

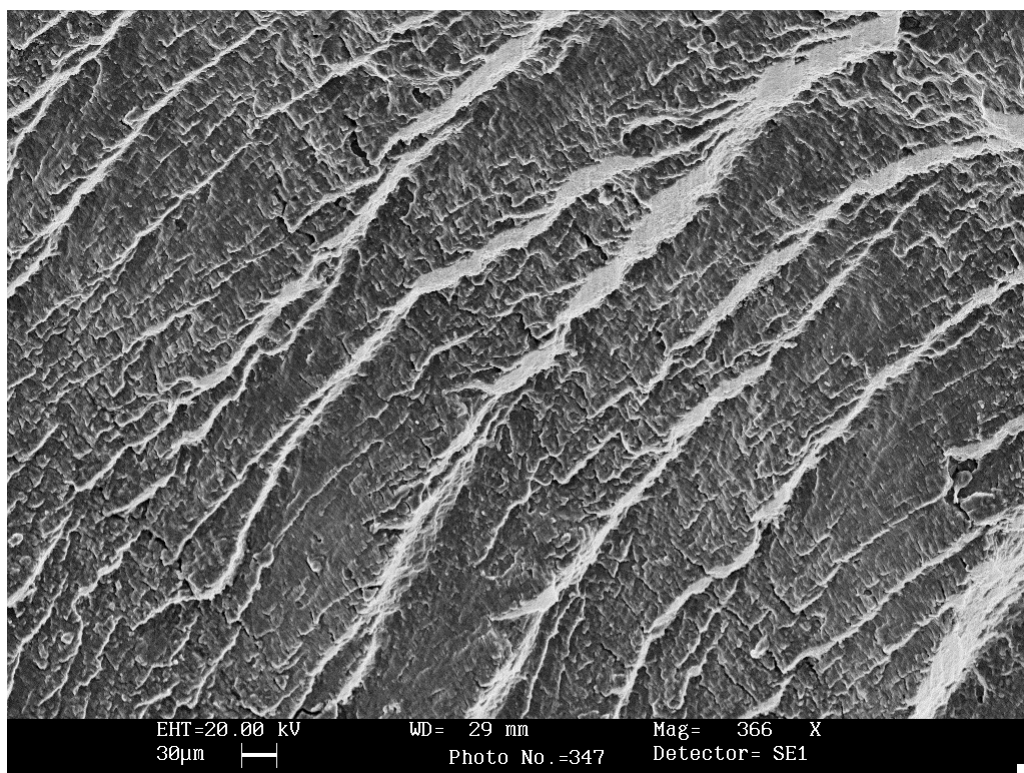


Figura 9.39 – Dettaglio zona fragile sul provino AI2

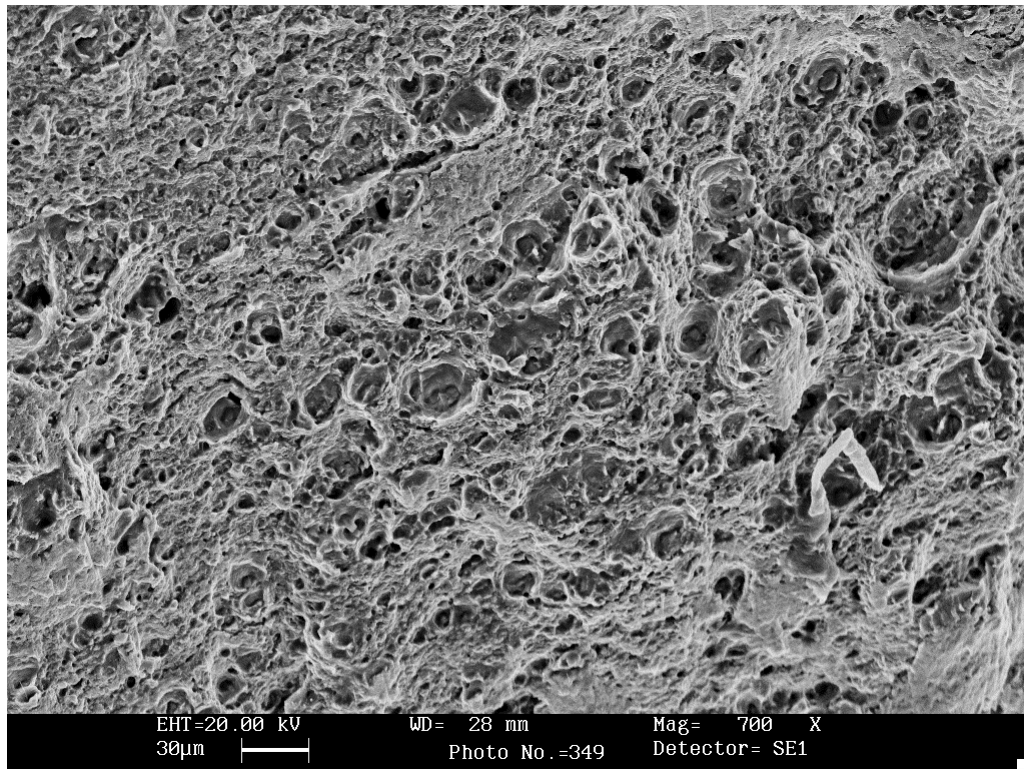


Figura 9.40 – Dettaglio zona duttile sul provino Al3

Con questa analisi preliminare è possibile identificare alcune caratteristiche peculiari della frattura per fatica, elencate nel seguito: l'aspetto microscopico di una frattura per fatica ha una morfologia di tipo transgranulare e generalmente è molto piatto e regolare. La più evidente caratteristica che identifica la frattura per fatica a livello microscopico è però costituita dalle striature (fig. 9.38) anche se è necessario sottolineare subito che esse non sono sempre presenti sulle superfici. In particolare, ogni volta che una cricca si propaga per effetto delle tensioni di trazione del ciclo di carico, si ha una deformazione plastica del suo apice a livello microscopico. Tale aspetto genera su entrambe le superfici di frattura una piccola ruga o avvallamento che viene definita striatura, indice dell'avanzamento della cricca in corrispondenza dell'applicazione del carico. Va da se che l'aspetto delle striature sarà speculare sulle due superfici di frattura affacciate. Le striature identificano la posizione dell'origine della rottura, che si configura come il

punto di convergenza delle stesse; si espandono dall'origine, o origini, spesso in modo circolare o semicircolare e sono relativamente parallele, non si incrociano con altre simili partite da altre origini. Se il ciclo di carico rimane costante, con particolare riferimento al valore massimo, le striature vicino all'origine sono estremamente piccole e vicine tra di loro; la cricca cresce poco per volta perché la sua dimensione è ancora contenuta. All'avanzare della frattura, la sezione resistente si riduce, pertanto, a parità di carico massimo, aumenta la tensione applicata e questo porta ad un aumento dello spazio tra le striature.

Le fratture per fatica sono progressive ovvero iniziano come una piccola cricca che cresce ad ogni picco di carico positivo (trazione). Una volta che la cricca inizia a propagarsi, la sezione resistente si riduce fino a che le tensioni risultanti non diventano uguali al carico di rottura del materiale. Si ha in questo momento la rottura finale di schianto che può essere sia fragile che duttile, a seconda del metallo coinvolto e delle circostanze tensionali alle quali era sottoposto. Siccome l'innescò di una frattura per fatica non richiede uno stress troppo elevato, solitamente non c'è o c'è poca deformazione nel pezzo rotto per fatica.

Nelle prove effettuate lo stress massimo non supera il limite elastico, possono non esserci deformazioni di tipo plastico, benché la regione di rottura finale possa avere qualche evidente macroscopica deformazione. Per esempio, osservando le figure 9.39 e 9.40, si nota una rottura di schianto macroscopicamente fragile, con una superficie punteggiata ma, microscopicamente duttile con la presenza di dimples.

9.6. Prove di microdurezza

Dai risultati delle prove statiche, sono stati scelti due campioni con le migliori (AII3) e le peggiori (C I2) proprietà meccaniche.

Si sono eseguite su di essi le prove di microdurezza punto per punto, su tre linee delle sezioni dei due provini (fig.9.41), e una volta effettuata la lettura dei loro valori numerici, sono stati ricavati i diagrammi riportati di seguito (fig 9.42 - 9.45).

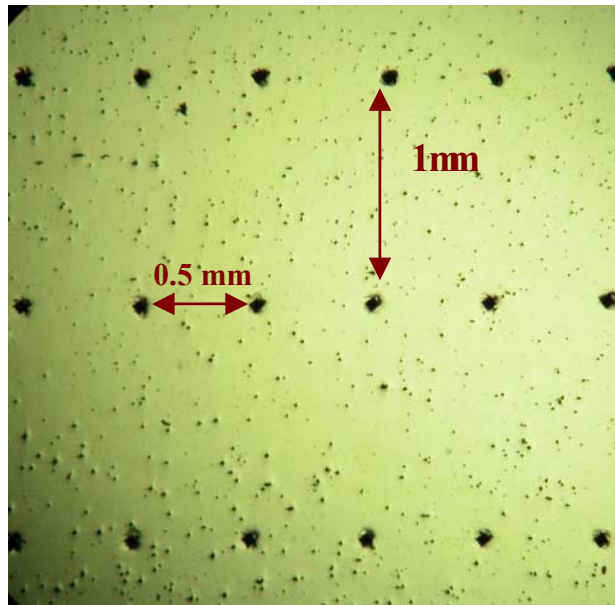


Figura 9.41 – Impronte di microdurezza

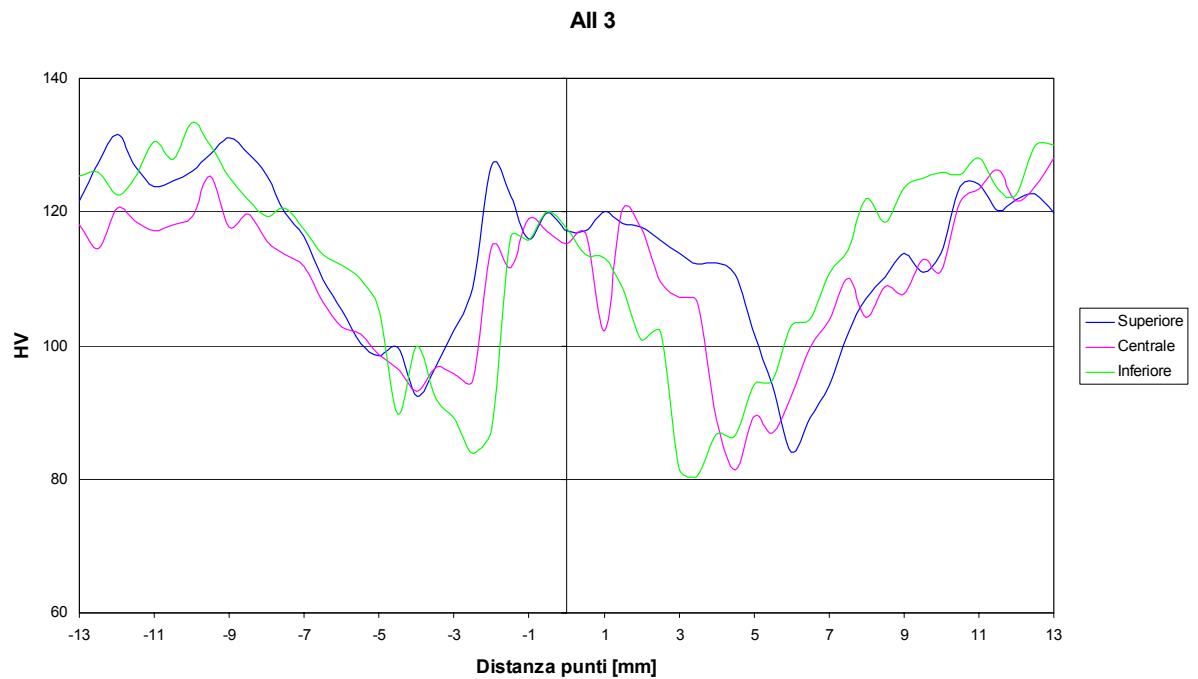


Figura 9.42 – Grafico della microdurezza Vickers a cavallo del cordone di saldatura del provino AII3

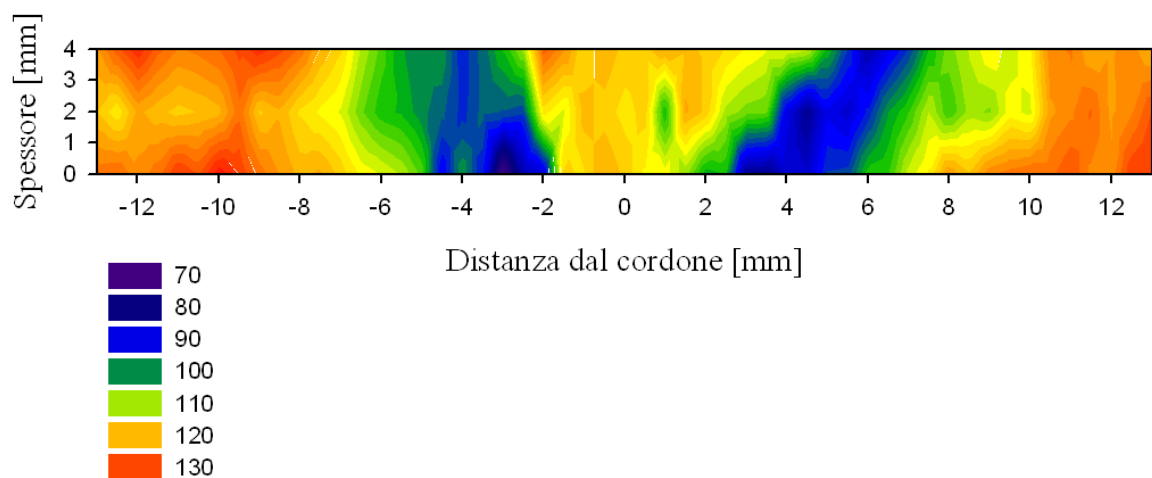


Figura 9.43 – Diagramma a bande di colori per microdurezza Vickers

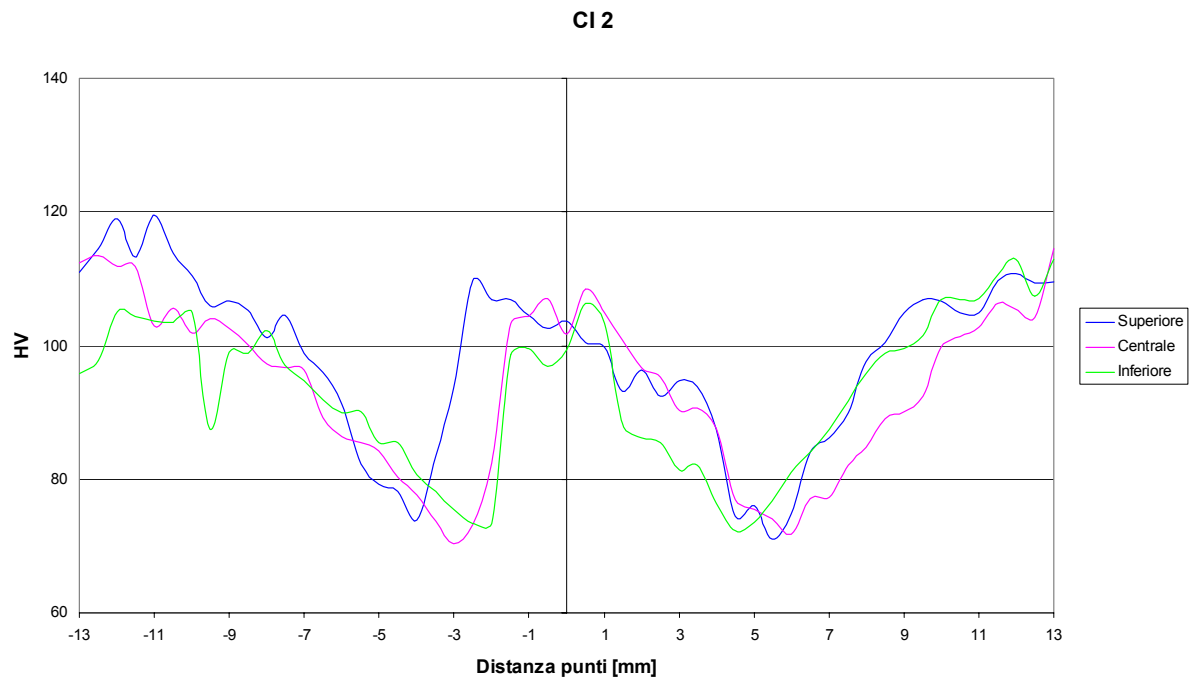


Figura 9.44 – Grafico della microdurezza Vickers a cavallo del cordone di saldatura del provino CI2

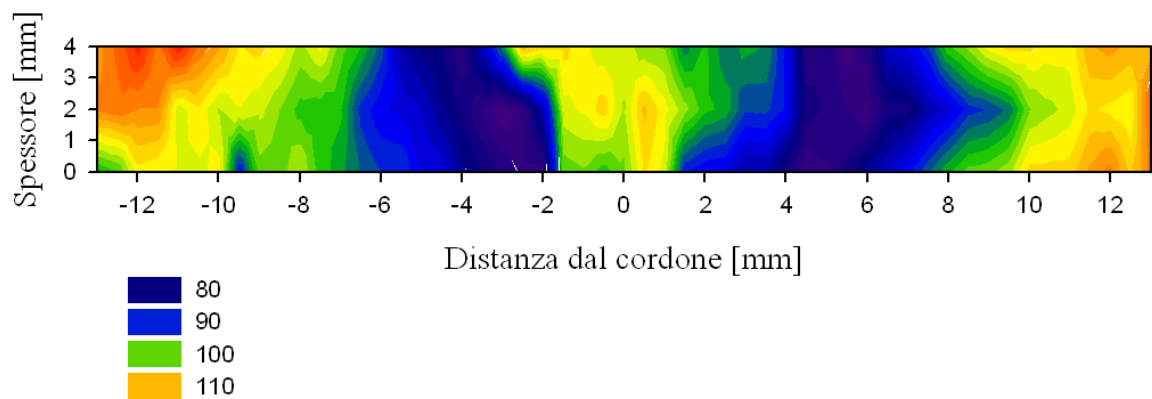


Figura 9.45 – Diagramma a bande di colori per microdurezza Vickers

L'andamento delle curve rilevate appare simile ad una “M” capovolta: si nota una chiara rispondenza alla struttura cristallina tipica del giunto FSW.

Per ogni filare ispezionato, i valori massimi assoluti di HV, come era logico attendersi, ricadono nelle zone del metallo base adiacenti al cordone; segue poi un decremento nella ZTA, fino a raggiungere un valore minimo nella transizione tra la ZTMA e la Nugget Zone, associato al massimo stiramento meccanico dei grani, dovuto all'effetto coclea dell'utensile.

Si osserva infine un apprezzabile recupero di HV nella parte centrale del cordone di saldatura, sia nella flow arm che nella nugget zone, grazie all'azione forgiante da parte dello spallamento dell'utensile e alla frantumazione dei grani da parte della spina.

Si comprende quindi il contrasto dualistico tra una diminuzione di proprietà meccaniche, per l'adduzione di calore sviluppato per attrito ed un recupero delle stesse insito nel processo di rimescolamento dovuto all'utensile. Da qui l'importanza di governare l'intero processo con un'oculata scelta dei parametri di saldatura.

L'asimmetria del cordone si riflette sul diagramma dove il picco minimo assoluto di microdurezza cade nel lato in discordanza: ciò è spiegabile in quanto in tale zona si ha un maggiore stiramento dei grani rispetto al lato in concordanza.

Inoltre in riferimento alla zona centrale interessata dal parziale recupero di HV, si nota un suo restringimento nel passaggio dal filare superiore a quello inferiore: ciò collima con la forma tronco-conica dell'utensile.

9.7 Risultati del Gel Test

Nel presente studio di tesi, non è stata condotta l'analisi del gel test, poiché i risultati delle ricerche precedenti non mostravano significative zone di disomogeneità nel

cordone di saldatura. Pertanto si è ritenuto riportare di seguito solo l'esperienza effettuata in passato, con l'utensile monolitico liscio.

Una volta depositato il gel sui provini, ha inizio il test vero e proprio, dopo circa mezz'ora dalla deposizione del gel si apprezzano i cambiamenti del colore (fig. 9.46 e 9.47) che consentono di individuare la natura elettrochimica delle varie zone.

In particolare nella figura 9.46 si può notare un'inizio di attacco in corrispondenza della zona centrale del cordone che potrebbe significare la presenza di un difetto o cavità nello stesso cordone.

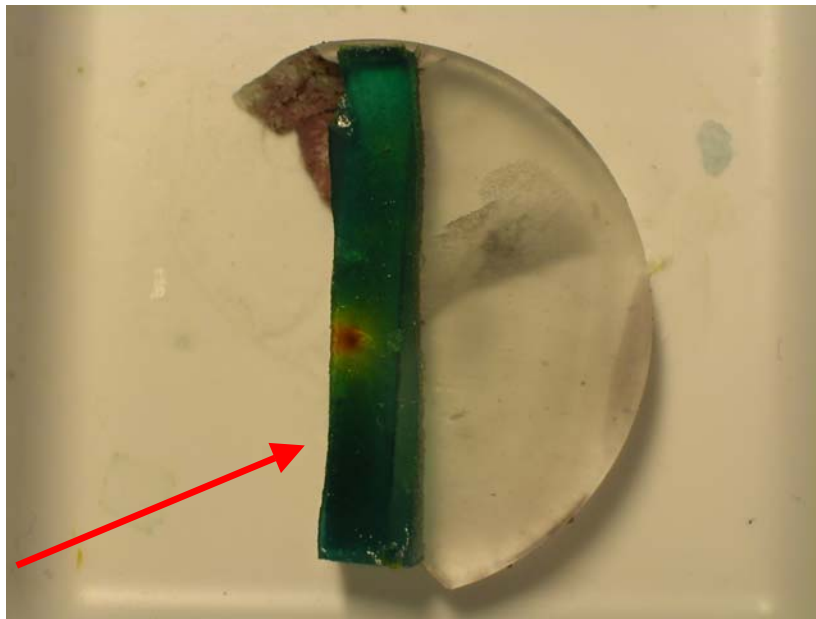


Figura 9.46 – Provino sottoposto al Gel test

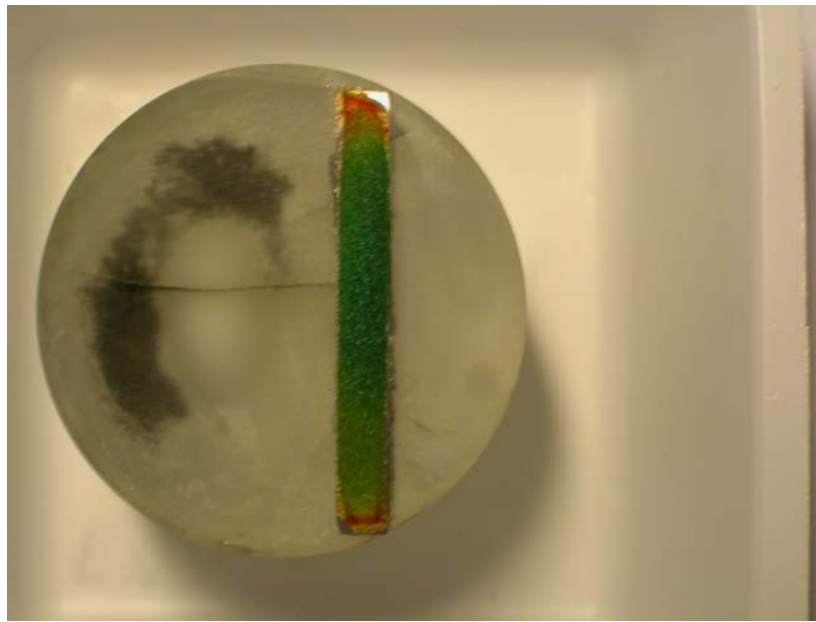


Figura 9.47 – Provino sottoposto al Gel test

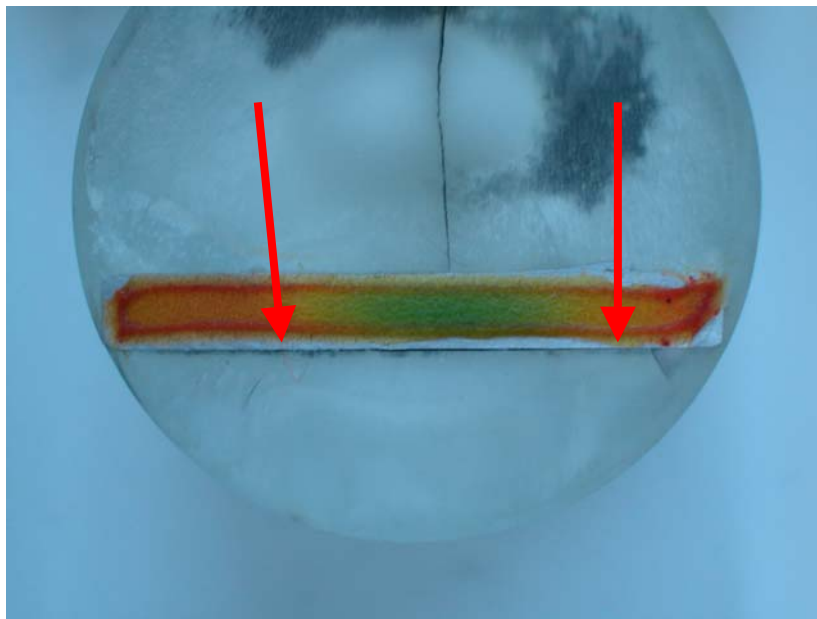


Figura 9.48 – Provino sottoposto al Gel test

Il colore arancione rappresenta un ph acido, quindi si può pensare che il campione è corrosivo in quelle zone. I puntini più rossi sono corrispondenti a acidità ancora maggiore, quindi sono dei punti di possibile innesco di corrosione. Come sappiamo la reazione di

dissoluzione del metallo, localizzato nei punti di innesco, porta alla formazione di piccole cavità (pitting).

Nel caso della lega oggetto del nostro studio che presenta il magnesio come soluto, i composti intermetallici assumono un ruolo anodico rispetto alla superficie del metallo, che risulta quindi, più suscettibile al pitting. Per quanto riguarda la suscettibilità delle zone adiacenti alla saldatura, nel caso dell'alluminio si ha la formazione di ossidi anodi di struttura diversa da quello del metallo e che sono suscettibili all'innesco del pitting e quindi alla corrosione come si può vedere bene nella figura 9.48. Le zone interessate dalla saldatura (colore giallo-verde) non presentano fenomeni di corrosione .

Capitolo 10

Conclusioni

10.1. Conclusioni

Dall'analisi dei risultati ottenuti a partire dai giunti saldati con processi TIG e FSW su leghe leggere di alluminio (Al2024-T3 e Al6061-T6) possiamo ora riportare le seguenti conclusioni.

E' noto dalla letteratura che alcune leghe di alluminio sono più saldabili di altre: questo è vero con tecniche di saldatura per fusione ma, dalla ricerca svolta in questo lavoro di tesi, appare che la FSW è meno sensibile al tipo ed al tenore dei vari alliganti presenti nel materiale base; con entrambe le leghe, infatti, si è stati capaci di realizzare cordoni privi di evidenti difetti.

Quella per attrito è una saldatura che avviene allo stato solido: la quantità di energia che è necessario apportare ai lembi per realizzare la giunzione, risulta di gran lunga inferiore a quella occorrente per portare a fusione il materiale, come, invece, avviene nella saldatura TIG. Tutto ciò determina, innanzitutto, una minore estensione della zona alterata, e, in generale, la creazione di una struttura in grado di garantire superiori caratteristiche meccaniche, come evidenziato dai risultati delle prove di microdurezza.

La risolidificazione del materiale fuso, che accompagna la saldatura TIG, dà luogo ad una struttura del cordone nella quale sono stati cancellati i benefici ottenuti mediante trattamenti termici. Quanto detto, nella lega Al2024-T3, caratterizzata da un tenore di rame particolarmente elevato, si traduce in un generale infragilimento e relativo scadimento delle proprietà meccaniche. Nella lega Al6061-T6, che è in condizioni termiche di partenza tali da rendere massime le caratteristiche meccaniche, l'apporto termico della saldatura TIG provoca solamente una notevole perdita di prestazioni, ma non induce fragilità.

Quanto sopra descritto per una saldatura per fusione, non avviene nella saldatura per attrito: se da un lato, infatti, la quantità di calore sviluppata sarebbe tale da provocare fenomeni di coalescenza delle zone GP verso la generazione di fasi τ' e poi τ , la violenta sollecitazione meccanica cui è sottoposto il materiale, di fatto, limita fortemente questo fenomeno, contribuendo alla generazione di una grana molto fine. Il complesso insieme di fenomeni, di natura termica e meccanica, connessi alla realizzazione di una giunzione FSW determina una varietà di zone, e relative strutture, più ricca di quanto non facciano le tradizionali saldature per fusione, come testimoniato dall'analisi metallografica svolta.

Da un punto di vista pratico, infine, la FSW non richiede gas di assistenza, non provoca fumi ed usa utensili non consumabili di modesto costo.

A discapito della FSW, oltre alle note difficoltà esposte in precedenza (clamping), appare una maggiore sensibilità, delle prestazioni del giunto, allo stato termico del materiale base: l'apporto di calore provoca un'accelerazione del fenomeno di invecchiamento oltre il livello ottimale che modifica le caratteristiche meccaniche della lega; tale problema, purtroppo, appartiene a qualunque tipo di saldatura su leghe di alluminio, dato che non è possibile saldare senza apportare calore.

Un altro problema riscontrato, da non trascurare, è una generale perdita di duttilità nel cordone e, soprattutto, nella zona di flow arm, utilizzando l'utensile più grande; questo problema è, probabilmente, risolvibile utilizzando utensili più piccoli. In ogni caso, dall'allungamento misurato nelle prove di trazione e dall'analisi frattografica, si è dedotto che i giunti FSW conservano una duttilità maggiore rispetto a quelli saldati con processo TIG.

Per quanto riguarda la geometria ottimale dell'utensile, in questo lavoro è stato eseguito un confronto fra due utensili geometricamente simili ma caratterizzati da dimensioni differenti. Le prove di trazione hanno fornito risultati assolutamente paragonabili, mentre quelle di piegamento hanno messo in luce l'eccessiva fragilità della zona di flow arm, in particolar modo quella dei giunti realizzati su lega Al2024-T3 con l'utensile di dimensioni maggiori. Se ne deduce che utensili più piccoli potrebbero garantire prestazioni superiori, a fronte di sforzi minori, ma necessitano di maggior cura e precisione nel posizionamento e di un minor gap fra i lembi da saldare.

Da quanto fin qui esposto, appare evidente come la saldatura per attrito per mezzo di utensile rotante, ancorché capace di fornire risultati assolutamente incoraggianti, richieda un approccio differente al problema della saldabilità. A differenza dei processi per fusione la FSW è molto sensibile allo stato di bonifica iniziale del materiale e poco alla sua composizione chimica.

Dall'analisi dei risultati ottenuti a partire dai giunti saldati con processo FSW su leghe leggere di alluminio (AA 6056), possiamo riportare le seguenti conclusioni.

La FSW è un processo molto robusto, si possono ottenere giunti saldati di buona qualità anche al variare dei parametri di processo, quali avanzamento e numero di giri (a , ω), in ampi intervalli ed a seconda dell'utensile utilizzato, monolitico liscio, oppure filettato. Ovviamente l'utilizzo di una combinazione piuttosto che un'altra, ci ha portato ad ottenere risultati diversi.

Lo scopo era quello di verificare in che misura cambiano le caratteristiche meccaniche dei giunti, una volta fissato i parametri (a , ω) e variando l'utensile.

Come evidenziato dai risultati delle prove di microdurezza, di trazione e dall'analisi delle forze acquisite e da un'indagine metallografica, e con l'aiuto di strumenti statistici, si può dire che:

- L'analisi delle forze in gioco evidenzia come queste ultime tendano a crescere sia all'aumentare della velocità di avanzamento che di quella di rotazione. Dalla lettura dei diagrammi, appare evidente come le forze lungo l'asse x tendano a crescere all'aumentare della velocità di avanzamento. Tale risultato è fisicamente comprensibile, in quanto l'aumento della velocità di avanzamento si traduce, di fatto, in una riduzione del calore generato per attrito e quindi in un minore rammollimento del materiale, che si oppone, quindi, con maggiore resistenza. Le forze aumentano anche seguendo l'aumento della velocità di rotazione. Quanto riscontrato appare in contrasto con i risultati ottenuti in precedenza con l'utilizzo di utensili lisci. Si ribalta infatti la considerazione secondo cui a parità di velocità di avanzamento, all'aumentare di ω , le forze che prima diminuivano ora aumentano. Probabilmente entrando in un range di parametri di processo più elevati, l'andamento di F_x potrebbe essere tipo a "sella".
- In generale, quanto maggiori risultano le forze, tanto minori saranno le temperature massime raggiunte nel cordone e nelle zone adiacenti, e di conseguenza tanto migliori risultano le proprietà del giunto. Resta invariata la tendenza che all'aumentare sia di a sia di ω , cresce la resistenza offerta dal materiale, registrata dall'aumento delle forze, sempre in accordo con l'aumento delle proprietà meccaniche.

- Dai valori ottenuti dalle prove di trazione si riscontra la tendenza di un miglioramento di R_p e R_m con l'aumentare dei parametri di processo. D'altra parte la spiegazione è del tutto evidente: all'aumentare della velocità di avanzamento diminuisce il calore apportato nell'unità di tempo, quindi si va ad intaccare in misura minore l'effetto del trattamento termico. Si nota inoltre l'influenza positiva dell'aumento della velocità di rotazione, sia su R_p sia su R_m , probabilmente dettata da un maggiore rimescolamento di materiale e quindi ad un migliore affinamento della struttura granulare. Dall'ANOVA emerge che sia ω che a hanno una notevole influenza su R_p , cosa non vera per l'interazione $a-\omega$.
- Dai risultati delle prove di fatica si evince una evidente differenza tra i set di provini aventi diverse velocità di rotazione: 1000 e 1600 giri/min. Le durate maggiori a parità di carico sono decisamente a favore dei giunti con 1600 giri/min. L'efficienza dei migliori giunti FSW ottenuti rispetto al materiale base 6056 - T78 è pari circa al 50%, che è relativamente accettabile considerata la presenza di un elevato numero di difetti come descritto nel capitolo precedente.
- Dall'indagini al microscopio ottico, in virtù, sia della scelta dei parametri di processo più elevati, sia della nuova geometria dell'utensile, si apprezza una limitata estensione delle varie zone affette dal processo di giunzione. Questa volta, appare molto più marcato lo stiramento dei grani nella zona di transizione, dovuto all'effetto coclea. La presenza di difetti, in particolare di tunnel, risulta molto più frequente rispetto alle ricerche precedenti, e suggerisce quindi la necessità di ritornare all'utensile monolitico liscio, con un raccordo sferico.

- I risultati delle prove di microdurezza trovano piena corrispondenza nella microstruttura del giunto, con un'apprezzabile recupero della durezza conferita alla lega dal trattamento termico.

10.2. Prospettive per il futuro

Descrivere tutte le ricerche attualmente in atto nel mondo riguardanti la FSW, sarebbe molto difficile in quanto l'interesse dimostrato è decisamente elevato e gli aspetti indagati sono particolarmente numerosi.

Le applicazioni di recente sviluppo hanno come oggetto di studio le giunzioni di FSW dei compositi a matrice metallica in leghe di alluminio (Al-MMC) e degli acciai da costruzione C-Mn.

I compositi a matrice metallica, meglio noti come *Metal Matrix Composites* (MMC), in particolare quelli con matrice costituita da leghe di alluminio, rappresentano una vera e propria sfida, non solo per la FSW ma per qualsiasi metodologia di giunzione. Gli MMC sono materiali metallici in cui è dispersa una fase non metallica, costituita da ossidi, carburi, nitruri, carbonitruri in forma di particelle o fibre distribuite con un certo orientamento o casualmente. Tale fase dispersa, costituita da materiali ad elevata durezza, conferisce agli MMC proprietà meccaniche superiori, in termini resistenziali, rispetto a quelle possedute dalla lega che costituisce la matrice.

Le problematiche che questi materiali compositi presentano, quando si tenta di realizzare giunzioni con tecniche di saldatura tradizionali, si possono così riassumere:

- non esistono materiali d'apporto (elettrodo o filo) che contengano la fase dispersa in un MMC;
- con i processi di giunzione ad alta concentrazione di energia, tipo plasma , laser, la decomposizione della fase dispersa avviene in maniera ancora più sensibile;
- nei MMC a matrice di alluminio in cui la fase dispersa è allumina (Al_2O_3) tutte le tecniche di saldatura ad arco producono giunzioni di bassa qualità. L'allumina, infatti, viene fusa e vetrificata lungo il giunto generando cordoni non accettabili.

Attualmente la ricerca avviata dall'Institute for Materials Research/Joining Technology del GKSS riguardante la saldabilità mediante FSW di Al-MMC ha dato risultati soddisfacenti; in particolare sono stati individuati due benefici effetti: la granulometria delle particelle in fase dispersa risulta più fine all'interno del giunto e la densità di microcavità, caratteristica di questi compositi, risulta decisamente inferiore.

Le ricerche in corso hanno permesso di ottenere risultati interessanti applicando la FSW anche agli acciai da costruzione. I primi dati emersi hanno dimostrato la fattibilità di tale tecnologia; occorre tuttavia approfondire lo studio dell'utensile ideando nuove forme e verificando la disponibilità di materiali alternativi in modo da rendere più efficiente il trasferimento di energia dall'utensile al pezzo da saldare e da diminuire l'usura dell'utensile stesso.

Da qualche tempo si ipotizza di adottare soluzioni ibride, che possano rendere meno gravoso il compito dell'utensile in termini di apporto di calore per attrito: è in corso uno studio di un sistema che prevede l'uso di una sorgente laser Nd-YAG per riscaldare il materiale prima che l'utensile effettui il rimescolamento.

I vantaggi risiedono in una elevata efficienza del processo, oltre a incrementare la durata dell'utensile. Se, infine, si pensa all'assenza di distorsioni e dei difetti tipici delle saldature tradizionali, al risparmio costituito dal mancato utilizzo di materiali d'apporto, possiamo dire che la FSW risulta una tecnologia dalle elevate potenzialità.

Bibliografia

1. E.D.Starke, Jr and J.T.Stanley
Application of modern aluminium alloys to aircraft
Prog Aerospace set vol 32 p.p. 131,172. 1996
2. G.Angioini, A.Leonardi
Laminati in lega d'alluminio per carrozzerie
Relazione presentata al VI Congresso Nazionale Lamiera: "La lamiera nei trasporti", Lamiera 1/88-Materiali, pp. 86-92.
3. S.Prosseda
Aluminum Spaceframe: materiali e tecniche di assemblaggio nell'automotive industry
Università degli Studi di Trento Facoltà di Ingegneria – Corso di Laurea in Ingegneria dei Materiali: Corso di Metallurgia dei Metalli Non Ferrosi, Docente: D.Colombo, A.A. 2000/01, www.ing.unitn.it.
4. D.Anesi
L'alluminio nell'automobile
Università degli Studi di Trento Facoltà di Ingegneria – Corso di Laurea in Ingegneria dei Materiali: Corso di Metallurgia dei Metalli Non Ferrosi, Docente: D.Colombo, A.A. 2000/01, www.ing.unitn.it.
5. **A cosa serve l'Alluminio**
<http://www.casapiu.web>
6. **Cos'è l'Alluminio**
<http://www.comune.Castellanaro.it>
7. C.Brisi
Chimica applicata
Libreria Editrice Universitaria Leprotto & Bella – Torino, 1991.

8. Atti del convegno: **“Innovazione della componentistica meccanica tramite l’impiego dei materiali leggeri”** – sala Falck di Assolombarda del 20 novembre 2002.
9. <http://www.citroen.it>
La problematica del riciclaggio
10. EAA - European Aluminium Association
TALAT – Training in aluminium application technologies
(version 2.0- 1999).
www.aluminium.org/education/TALAT
11. P.Compagno, G.Costanzi, G.Ischia, E.Marcotto, M.Pedrotti
Lega Al 7020: Trattamenti termici di indurimento
Università degli Studi di Trento Facoltà di Ingegneria – Corso di Laurea in Ingegneria dei Materiali: Corso di Metodologie Metallurgiche e Metallografiche, Docente: D.Colombo, A.A. 1996/97, www.ing.unitn.it.
12. F.Saccone
Analisi della zona termicamente alterata in processi di saldatura per fusione e per attrito di leghe di alluminio
Università degli Studi Federico II di Napoli Facoltà di Ingegneria - Tesi di Diploma in Ingegneria Meccanica, Relatore: Prof. G.Giorleo, Correlatore: Ing. A.Squillace, A.A. 1999/2000.
13. D.Veschi
L’alluminio e le leghe leggere: metallurgia, trattamenti termici, metallografia, proprietà meccaniche e procedimenti tecnologici
Biblioteca tecnica Hoepli – Milano, 1993.

14. R.B.C.Cayless
Alloy and temper designation systems for aluminum and aluminum alloys
ASM Handbook – Properties and selection: non ferrous alloys and special purpose materials, Volume 2, 1990.
15. K.V.Jata
Friction stir welding of high strength aluminum alloys
Materials Science Forum Vols. 331-337 pp. 1701-1712, Trans Tech Publications, 2000.
16. S.Anfuso, F.Carrozzo
Tecnologia meccanica Vol. 1 e 3
Cedam – Padova, 1987.
17. C.Panseri
Manuale di tecnologia delle leghe leggere per lavorazione plastica
Biblioteca tecnica Hoepli – Milano, 1993.
18. **Formazione e posizione delle diverse cricche nelle giunzioni saldate**
Lamiera 3/86, Processi di saldatura – Difetti, pp. 102-105.
19. **Overview of weld discontinuities**
ASM Handbook – Welding, brazing, and soldering, Volume 6, 1990.
20. K.Masubuchi
Residual stresses and distortion
ASM Handbook – Welding, brazing, and soldering, Volume 6, 1990.

21. V.J.Papazoglou, K.Masubuchi
Analysis and control of distortion in welded aluminum structures
Welding research – supplement to the Welding Journal,
September 1978.
22. R.P.Matrukanitz
Selection and weldability of heat-treatable aluminum alloys
ASM Handbook – Welding, brazing, and soldering, Volume 6,
pp. 528-536, 1990.
23. P.B.Dickerson
Welding of aluminum alloys
ASM Handbook – Welding, brazing, and soldering, Volume 6,
pp. 722-739, 1990.
24. A.P.Reynolds, W.D.Lockwood, T.U.Seidel
Processing-property correlation in friction stir welds
Materials Science Forum Vols. 331-337 pp. 1719-1724,
Trans Tech Publications, 2000.
25. B.Heinz, B.Skrotzki, G.Eggeler
Microstructural and mechanical characterization of a friction stir welded Al-alloy
Materials Science Forum Vols. 331-337 pp. 1757-1762,
Trans Tech Publications, 2000.
26. K.Colligan
Welding Journal, 78, 1999, 229s.
27. A.F.Norman, I.Brough, P.B.Prangnell
High resolution EBSD analysis of the grain structure in a AA6056 friction stir weld
Materials Science Forum Vols. 331-337 pp. 1713-1718,
Trans Tech Publications, 2000.

28. S.Kalee, A.Mistry
Friction stir welding in the automotive body in white production
First Int Symposium on friction stir welding, Thousand Oaks, CA, 14-16 June 1999, pp. 1-12
29. K.E.Knipstrom, G.Meda, B.Pekkari
Un nuovo metodo per saldare l'alluminio
Rivista italiana della saldatura, Anno 50°, n.3 Maggio-Giugno 1998.
30. G.Bianchi, F.Mazza
Fondamenti di corrosione e protezione dei metalli
Tamburini editore – Milano, 1968.
31. **ASM Handbook - Properties and selection: non ferrous alloys and special purpose materials -specific metals and alloys**
Volume 2, 1990.
32. S.Missori, E.Pezzuti
Caratteristiche microstrutturali e meccaniche di giunti saldati in lega d'alluminio
Lamiera- Assemblaggio, Marzo 1998, pp. 108-116.
33. A.F.Norman, V.Drazhner, P.B.Prangnell
Effect of welding parameters on the solidification microstructure of autogenous TIG welds in an Al-Cu-Mg-Mn alloy
Materials Science and Engineering A259, 1999, pp. 53-64.
34. K.N.Krishnan
On the formation of onion rings in friction stir welds
Materials Science and Engineering A327, 2002, pp. 246-251.

35. G.Liu, L.E.Murr, C.S.Niou, J.C.McClure, F.R.Vega
Microstructural aspects of the friction-stir welding of 6061-T6 aluminum
Scripta Materialia, Vol. 37, No. 3, 1997, pp. 355-361.
36. O.V.Flores, C.Kennedy, L.E.Murr, D.Brown, S.Pappu, B.M.Novak, J.C.McClure
Microstructural issues in a friction-stir welded aluminum alloy
Scripta Materialia, Vol. 38, No. 5, 1998, pp. 703-708.
37. M.A.Sutton, B.Yang, A.P.Reynolds, R.Taylor
Microstructural studies of friction stir welds in 2024-T3 aluminum
Materials Science and Engineering A323, 2002, pp. 160-166.
38. I. Crivelli Visconti
Tecnologie di produzione meccanica vol. 1
Cremonese, 1994
39. Ente nazionale italiano di unificazione
Giunti saldati testa a testa di Alluminio e leghe di Alluminio – Prova di trazione trasversale UNI 7709
ottobre 1977
40. Ente nazionale italiano di unificazione
Prove distruttive sulle saldature di materiali metallici – Prove di piegamento UNI EN 910. settembre 1997
41. **Microscopia elettronica a scansione**
Università degli Studi di Trento Facoltà di Ingegneria
Corso di Laurea in Ingegneria dei Materiali:
Docente: D.Colombo, A.A. 2000/01,
www.ing.unitn.it
42. **L'alluminio : proprietà fisiche e meccaniche**
www.eaa.net/education/TALAT